

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 DA SOLIDIFICAÇÃO PARA O PROJETO DE MOLDE E A  
RELAÇÃO COM AS PROPRIEDADES MECÂNICAS NA FUNDIÇÃO  
DA LIGA DE LATÃO 60/40**

VITA MATESO

Dissertação para a obtenção do título de  
Mestre em Engenharia

Porto Alegre (RS/BR)

2006

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 DA SOLIDIFICAÇÃO PARA O PROJETO DE MOLDE E A RELAÇÃO  
COM AS PROPRIEDADES MECÂNICAS NA FUNDIÇÃO DA LIGA DE LATÃO  
60/40**

VITA MATESO

Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processo de Fabricação

Porto Alegre (RS/BR)

2006

### III

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração. Processo de Fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim (UFRGS)

Co-orientador: Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS)

Banca Examinadora:

Prof. Dra. Berenice Anina Dedavid (PUCRS).

Prof. Dr. Jose Antonio Esmerio Mazzaferro (UFRGS).

Prof. Dr. Ivo Andre Homrich Schneider (UFRGS).

Prof. Dr. Antônio Cezar Faria Vilela  
Coordenador do PPGEM

Dedico a minha querida e amada  
mãe,

**Monique Mbela Feza**

e, ao meu pai

**Vicky Mateso**

## AGRADECIMENTOS

Meu reconhecimento e gratidão a todas as pessoas e entidades que colaboraram para realização deste trabalho, de uma forma, direta ou indiretamente :

A UFRGS, à CAPES e ao governo ANGOLANO.

Ao professor Jaime Alvares Spim pelo estímulo, orientação, exemplo de profissionalismo e amizade.

Ao Professor e amigo Carlos Alexandre do Santos pelas valiosas contribuições e conselhos técnicos.

Aos funcionários do Laboratório de Fundição da UFRGS (LAFUN), Carlos Raimundo Frick Ferreira e Regis Amaral assim como Luiz Henrique Machado Zanimatti do Laboratório de Solda pelas proveitosas discussões e auxílio.

Aos colegas do LAFUN Israel Durli Savaris, Pedro Cunha e outros, pelas sugestões e observações valiosas, especialmente ao mestrando Vinicius Kalinski e ao doutorando Wilson Fogazzi pelas suas participações técnicas.

Aos professores, colaboradores e técnicos do PPGEM.

Aos meus amigos Africanos e do Charrua rugby clube (NTMQP).

Aos meus irmãos Paula, Ivonne, Smith, Francisco, Vitorina, Christina e Jeremie Mateso e demais familiar, principalmente, ao meu padrasto Hypolite Mubi.

## SUMÁRIO

|                                                                                |             |
|--------------------------------------------------------------------------------|-------------|
| <b>SUMÁRIO.....</b>                                                            | <b>VI</b>   |
| <b>LISTA DE FIGURAS .....</b>                                                  | <b>IX</b>   |
| <b>LISTA DE TABELAS.....</b>                                                   | <b>XIII</b> |
| <b>RESUMO .....</b>                                                            | <b>XIV</b>  |
| <b>ABSTRACT .....</b>                                                          | <b>XV</b>   |
| <b>1. INTRODUÇÃO .....</b>                                                     | <b>1</b>    |
| <b>2 OBJETIVOS .....</b>                                                       | <b>3</b>    |
| <b>3. REVISÃO DE LITERATURA.....</b>                                           | <b>4</b>    |
| 3.1 Classificação de Cobre e suas Ligas.....                                   | 4           |
| 3.1.1 Cobre e suas Ligas.....                                                  | 4           |
| 3.1.2 Ligas de Latão .....                                                     | 5           |
| 3.1.2.1 Latões Binários (Cu-Zn).....                                           | 6           |
| 3.1.2.1.1 Aplicações e propriedades Mecânicas dos Latões.....                  | 12          |
| 3.1.2.2 Latões com Chumbo (Cu-Zn-Pb) .....                                     | 16          |
| 3.1.2.3 Latões com Estanho (Cu-Zn-Sn).....                                     | 16          |
| 3.2 Processo de Solidificação da liga Cu-Zn.....                               | 17          |
| 3.3 Influência dos Elementos de Liga nas Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas | 20          |
| 3.3.1 Arsênio e Antimônio .....                                                | 22          |
| 3.3.2 Estanho e Níquel.....                                                    | 22          |
| 3.3.3 Chumbo .....                                                             | 23          |
| 3.3.4 Alumínio e Silício .....                                                 | 24          |
| 3.3.5 Ferro e Manganês .....                                                   | 24          |
| 3.4 Molde de areia.....                                                        | 24          |
| 3.5 Formação da Macroestrutura e Microestrutura de solidificação .....         | 27          |
| 3.5.1 Aspectos científicos da solidificação.....                               | 27          |
| 3.5.2 Aspectos tecnológicos da solidificação .....                             | 29          |
| 3.6 Fatores tecnológicos do processo de fundição. ....                         | 34          |
| 3.6.1 Geração dos gases.....                                                   | 34          |
| 3.6.2 Causas de defeitos na fabricação por fundição.....                       | 36          |
| 3.6.2.1 Formação de bolhas.....                                                | 36          |
| 3.6.2.2 Desmoraonamento ou Molde Quebrado .....                                | 36          |

|                                                                             |           |
|-----------------------------------------------------------------------------|-----------|
| 3. 6.2.3 Desencontro.....                                                   | 37        |
| 3. 6.2.4 Erosão.....                                                        | 37        |
| 3. 6.2.5 Gotas Frias.....                                                   | 37        |
| 3. 6.2.6 Inclusões Não-Metálicos.....                                       | 37        |
| 3. 6.2.7 Rechupes.....                                                      | 38        |
| 3. 6.2.8 Trincas a quente.....                                              | 38        |
| 3. 6.2.9 Peças incompletas ou emendadas.....                                | 38        |
| 3. 6.2.10 Variação da espessura da parede.....                              | 38        |
| 3. 6.2.11 Vazamento de moldes.....                                          | 38        |
| 3. 6.2.12 Penetração.....                                                   | 39        |
| <b>4. MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>                                          | <b>40</b> |
| 4.1 Moldagem em Areia.....                                                  | 40        |
| 4.1.1 Testes e análise da areia.....                                        | 40        |
| 4.1.2 Projeto e seleção de molde.....                                       | 43        |
| 4.1.3 Confeção do molde.....                                                | 46        |
| 4.1.4 Fusão.....                                                            | 54        |
| 4.1.5 Vazamento.....                                                        | 55        |
| <b>4.2 Caracterização das Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas.....</b>    | <b>55</b> |
| 4.2.1 Material experimental de uso comum.....                               | 55        |
| 4.2.2. Análise Térmica.....                                                 | 57        |
| 4.2.3 Aparato experimental para determinação de EDS e $\sigma_u$ .....      | 58        |
| 4.2.4 Medida do Espaçamento Dendrítico Secundário (EDS).....                | 62        |
| 4.2.5 Medição de Microdureza Vickers.....                                   | 64        |
| <b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>                                       | <b>65</b> |
| 5.1 Análise de areia.....                                                   | 65        |
| 5.2 Diferentes configurações dos moldes.....                                | 67        |
| 5.2.1 Molde seqüencial vertical.....                                        | 67        |
| 5.2.2 Moldes simples horizontais.....                                       | 69        |
| 5.2.2.1 Temperatura de preenchimento obtida através da simulação.....       | 69        |
| 5.2.2.2 Superaquecimento da liga obtida através da simulação.....           | 71        |
| 5.2.2.3 Percentagem de solidificação obtida através da simulação.....       | 72        |
| 5.2.3 Molde seqüencial horizontal:.....                                     | 75        |
| 5.2.3. 1 Análise das peças obtidas com molde seqüencial horizontal (a)..... | 78        |

|                                                                                                       |            |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------|
| 5.2.3. 2 Análises das peças obtidas com molde seqüencial horizontal (b).....                          | 80         |
| 5.3 Correlações das propriedades mecânicas e metalúrgicas com espaçamento dendrítico secundário. .... | 82         |
| <b>7. CONCLUSÃO .....</b>                                                                             | <b>94</b>  |
| <b>8. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>                                                       | <b>95</b>  |
| <b>9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>                                                            | <b>96</b>  |
| <b>10. APÊNDICE .....</b>                                                                             | <b>101</b> |



## LISTA DE FIGURAS

|                                                                                                                                                                                                                                                                         |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 3.1: Diagrama de fases Cu – Zn [adaptado Rowley 1984] .....                                                                                                                                                                                                      | 7  |
| Figura 3.2: Corrimão feito com latão 70-30.....                                                                                                                                                                                                                         | 8  |
| Figura 3.3: Fases Alfa e Beta com alguns produtos .....                                                                                                                                                                                                                 | 9  |
| Figura 3.4: Esquema representando a estequiometria da fase Beta .....                                                                                                                                                                                                   | 11 |
| Figura 3.5: Diagrama de fases Cu-Zn parcial com as microestruturas [Mateso 2005].....                                                                                                                                                                                   | 10 |
| Figura 3.6: Processo de solidificação dentro do diagrama de fases Cu-Zn.....                                                                                                                                                                                            | 17 |
| Figura 3.7: Latão C260 vazado em areia, Ataque de cloreto de ferro, x 100 [Stanford 2005].                                                                                                                                                                              | 18 |
| Figura 3.8 : (a) Latão C280, vazado em areia, x 100, (b) Latão C280 com chumbo, deformado a quente, x 200 e (c) Latão alta ductilidade, vazado em areia, ataque de cloreto de ferro, x 250 [Stanford 2005, Assouli 2003]. .....                                         | 19 |
| Figura 3.9: Dezincificação do latão almirantado [Seungman 2005].....                                                                                                                                                                                                    | 20 |
| Figura 3.10: Influência do Sn e Ni na corrosão do latão [Seungman 2002] .....                                                                                                                                                                                           | 23 |
| Figura 3.11: Esquema da classificação dos materiais de moldagem.....                                                                                                                                                                                                    | 25 |
| Figura 3.12: Distribuição das microporosidades em função da mínima altura metallostática [Kuznetsov 2001]. .....                                                                                                                                                        | 30 |
| Figura 3.13: Esquema representando diferentes regiões macroestruturais comumente obtidas em seções longitudinais de lingotes fundidos. ....                                                                                                                             | 31 |
| Figura 3.14: Simulação das curvas de resfriamento do Al [Gandin 2000]. .....                                                                                                                                                                                            | 33 |
| Figura 3.15: Formação dos primeiros núcleos no Al [Gandin 2000]. .....                                                                                                                                                                                                  | 33 |
| Figura 4.1: Misturadores de Areia.....                                                                                                                                                                                                                                  | 41 |
| Figura 4.2: Máquina usada para: (a) tração úmido a quente, (b) teste de permeabilidade, (c) confecção dos corpos de prova e teste de compactabilidade, (d) teste de umidade, (e) teste de compressão a verde e (f) corpos de provas usados nos diferentes ensaios. .... | 42 |
| Figura 4.3: Modelos do ralo: (a) anterior (b) modificado .....                                                                                                                                                                                                          | 43 |
| Figura 4.4: Esquema representando o modo vertical. ....                                                                                                                                                                                                                 | 44 |
| Figura 4.5: Diferentes configurações dos moldes: (a) modelo 1, (b) modelo 2, (c) modelo 3 e (d) modelo 4. ....                                                                                                                                                          | 46 |
| Figura 4.6: Conjunto de materiais usados na moldagem. ....                                                                                                                                                                                                              | 47 |
| Figura 4.7: Seqüência de preenchimento de areia: (a) início de preenchimento do modelo, (b) modelo coberto com areia de faceamento e (c) preenchimento da caixa de moldagem com areia de enchimento.....                                                                | 47 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                         |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 4.8: Compactação do molde.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                   | 48 |
| Figura 4.9: Conjunto de moldes de areia formando o molde seqüencial vertical: (a) moldes empilhados uns sobre outros, (b) vistas interna do conjunto e (c) posição final do molde para o vazamento.....                                                                                                                                                                                                                                                                 | 48 |
| Figura 4.10: Esquema das dimensões dos canais do modelo para molde horizontal – Sistema de canais de alimentação para dois ralos quadrados. As setas representam o sentido do fluxo de metal pelos canais. ....                                                                                                                                                                                                                                                         | 50 |
| Figura 4.11: Diferentes configurações do molde horizontal: (a) canais de ataque com largura comprida, (b) redução da largura dos canais de distribuição e canais de ataque de “v” , (c) canal de descida posicionado no meio do canal de distribuição e canal de ataque plano, (d) canais de ataque em “V” invertido e diferença de planos entre o canal de distribuição e o canal de ataque e (e) igual a (d) com canais de distribuição e ataque no mesmo plano. .... | 51 |
| Figura 4.12: Modelo para confecção do molde horizontal.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                             | 51 |
| Figura 4.13: Molde seqüencial horizontal: (a) vista vertical da caixa de moldagem com o modelo, (b) vista expandida do molde seqüencial, (c) molde de areia dentro da caixa, (d) vista frontal do conjunto, (e) peças obtidos (f) conjunto montado.....                                                                                                                                                                                                                 | 52 |
| Figura 4.14: Diferentes posições dos massalotes: (a) quatro massalotes em cada peça, (b) dois massalotes por peça e (c) cavidade do molde horizontal. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                              | 53 |
| Figura 4.15: Moldes seqüencial horizontal: (a) pronto para vazamento, (b) durante o vazamento no 2º plano e após no 1º, (c) e (d) detalhes do encaixe dos moldes.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                   | 53 |
| Figura 4.16: Forno de Indução [Nautiluz].....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                           | 54 |
| Figura 4.17: Vazamento do metal da liga de latão 60/40.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                             |    |
| Figura 4.18: (a) durômetro, (b) microscópio Ótico, (c) microdurômetro, (d) politriz, (e) espectro e (f) máquina de ensaio de tração universal acoplado ao computador para captação de dados.....                                                                                                                                                                                                                                                                        | 56 |
| Figura 4.19: Sistema de aquisição de dados utilizados no registro das temperaturas envolvidas nos experimentos.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                     |    |
| Figura 4.20: Corte lateral do lingote mostrando a posição dos termopares.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                           | 58 |
| Figura 4.21: Detalhe interno da basa de cobre utilizado nos experimentos.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                           | 58 |
| Figura 4.22: Detalhes interno da base de cobre [LAFUN 2005]. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                       | 58 |
| Figura 4.23: (a) Esquema ilustrativo do aparato experimental: base de cobre e (b) lateral de areia dimensões (mm) e (c) localização do termopares. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                                                 | 59 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                    |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 4.24: Conjunto do aparato experimental:1. Molde de areia; 2. base de Cu; 3. suporte metálico; 4. forno indução; 5. manta:protetor de mangueira; 6. termopares; 7. conectores baquelites; 8. cabos sompesadores; 9. sistema de aquisição de dados; 10. fonte de energia; 11. bomba do sistema de refrigeração.....                           |    |
| Figura 4.25: Detalhes dos termopares no molde.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                 |    |
| Figura 4.26: A) Lingote obtido com sistema refrigerado, (B) Vista superior da secção retirada do lingote e (c) Dimensões do corpo de prova.....                                                                                                                                                                                                    | 60 |
| Figura 4.27: Orientação das dendritas dentro do lingote.....                                                                                                                                                                                                                                                                                       | 61 |
| Figura 4.30: (a) Arranjo de dendritas bidimensionais (b) dendritas tridimensionais.....                                                                                                                                                                                                                                                            | 63 |
| Figura 4.31: Esquema representativo da técnica utilizada para quantificar os espaçamentos dendríticos secundários. ....                                                                                                                                                                                                                            | 63 |
| Figura 5. 1: Peças obtidas no molde seqüencial vertical.....                                                                                                                                                                                                                                                                                       | 68 |
| Figura 5.2: Porosidades nas peças obtidas.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                     | 69 |
| Figura 5.3: Relação entre temperatura e metal solidificado.....                                                                                                                                                                                                                                                                                    | 70 |
| Figura 5.4: Defeitos (a) inclusões e superaquecimento; (b) Trincas; (c) e (d) porosidades e microporosidades. ....                                                                                                                                                                                                                                 | 71 |
| Figura 5.5: Relação entre temperatura e tempo de solidificação.....                                                                                                                                                                                                                                                                                | 72 |
| Figura 5.6: Relação entre percentagem e tempo de solidificado.....                                                                                                                                                                                                                                                                                 | 73 |
| Figura 5.7: Alguns passos da simulação do modelo 4. ....                                                                                                                                                                                                                                                                                           | 75 |
| Figura 5.8: Defeitos ocorridos no molde sequencial horizontal.....                                                                                                                                                                                                                                                                                 | 76 |
| Figura 5.9: Moldes sequenciais horizontal.....                                                                                                                                                                                                                                                                                                     | 77 |
| Figura 5.10: Micrografias das amostras de latão: (a) com aumento de 100 x, vazado em areia (b) com aumento de 50 x, vazado em areia (c) e (d)com aumento de 37.5 x vazado em coquilha, mostrando microestruturas brutas de fusão da fase $\beta$ com intenso zoneamento, rica em zinco e a fase $\alpha$ , segregada com a presença do chumbo..... | 79 |
| Figura 5.11: Micrografias das amostras de latão: (a) com aumento de 100 x, vazado em areia (b) com aumento de 50 x, vazado em areia (c) e (d)com aumento de 37.5 x vazado em coquilha, mostrando microestruturas brutas de fusão da fase $\beta$ com intenso zoneamento, rica em zinco e a fase $\alpha$ , segregada com a presença do chumbo..... | 81 |
| Figura 5.12: Estrutura bruta de fusão da amostra 1.....                                                                                                                                                                                                                                                                                            | 82 |
| Figura 5.13: Estrutura bruta de fusão da amostra 2.....                                                                                                                                                                                                                                                                                            | 83 |
| Figura 5.14: Estrutura bruta de fusão da amostra 3.....                                                                                                                                                                                                                                                                                            | 84 |
| Figura 5.15: Estrutura bruta de fusão da amostra 4.....                                                                                                                                                                                                                                                                                            | 84 |

|                                                                                                                         |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 5.16: Estrutura bruta de fusão da amostra 5.....                                                                 | 85 |
| Figura 5.17: Relação do limite de resistência à tração ( $\sigma_u$ ) com espaçamento dendrítico secundário (EDS) ..... | 87 |
| Figura 5.18: Relação do EDS com a posição das amostras no lingote. ....                                                 | 87 |
| Figura 5.19: Resistência mecânica das amostras. ....                                                                    | 88 |
| Figura 5.20: Relação entre a microdureza e o EDS. ....                                                                  | 89 |
| Figura 5.21: Relação entre a dureza e o EDS.....                                                                        | 90 |
| Figura 5.22: Relação entre a dureza e o EDS.....                                                                        | 91 |
| Figura 5.23: Taxa de resfriamento. ....                                                                                 | 93 |

**LISTA DE TABELAS**

|                                                                                          |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabela 3. 1: Classificação do latão binário [Schnyder 1971].....                         | 12 |
| Tabela 3.2: Propriedades mecânicas dos latões [Rowley 1984]. ....                        | 15 |
| Tabela 4. 1: Composição da mistura de areia [Lafun 2005]. ....                           | 41 |
| Tabela 4.2: Normas de ABIFA para areia padrão para ensaios em fundição [3].....          | 42 |
| Tabela 4.3: Propriedades Termofísicas do metal [Metals 1973].....                        | 45 |
| Tabela 4.4: Propriedades do material do molde [Benchika 2001]. ....                      | 45 |
| Tabela 4.5: Propriedades do material do molde. ....                                      | 54 |
| Tabela 4.6: Composição do molde [Lafun 2005] .....                                       | 59 |
| Tabela 5.1: Testes de areias realizados no Laboratório de Fundição da UFRGS (2005). .... | 65 |
| Tabela 5.2: Teste de granulometria de areia .....                                        | 66 |
| Tabela 5.3: Análise Química feita no Laboratório de Fundição da UFRGS (2005).....        | 78 |
| Tabela 5.4: Resultados das Microdurezas do molde (a) [LAFUN, UFRGS 2005].....            | 80 |
| Tabela 5.5: Análise Química feita no Laboratório de Fundição da UFRGS (2005).....        | 80 |
| Tabela 5.6: Resultados das Microdurezas do molde (b). ....                               | 82 |
| Tabela 5.7: Resultado das durezas da amostra 1. ....                                     | 83 |
| Tabela 5.8: Resultado das durezas da amostra 2. ....                                     | 83 |
| Tabela 5.9: Resultado das durezas da amostra 3. ....                                     | 84 |
| Tabela 5.10: Resultado das durezas da amostra 4. ....                                    | 85 |
| Tabela 5.11: Resultado das durezas da amostra 5. ....                                    | 85 |
| Tabela 5.12: Medidas dos EDS das amostras. ....                                          | 85 |
| Tabela 5.13: Temperatura e Posição das amostras 2 e 4. ....                              | 91 |

## RESUMO

As propriedades metalúrgicas e mecânicas de uma liga metálica dependem fundamentalmente do fenômeno de solidificação e dos parâmetros associados a este. O trabalho proposto analisa a solidificação em uma primeira etapa para o projeto e otimização de moldes de fundição em areia. Nessa etapa utilizou-se como ferramenta um software comercial e resultados experimentais obtidos na indústria. Em uma segunda etapa do trabalho foi investigado as características de solidificação e suas influências nas propriedades mecânicas e metalúrgicas de ligas de latão. A liga de latão 60/40, foi vazada em molde de areia com base de cobre objetivando uma condição de solidificação unidirecional. O monitoramento de temperaturas foi realizado utilizando-se termopares do Tipo K posicionados ao longo da altura do lingote. O lingote solidificado foi dividido em várias secções ao longo de sua altura, e para cada secção foram retirados corpos de provas e ensaiados segundo as normas ASTM E 8M-97 e ASTM E 18 – 94 para os ensaios mecânicos ( $\sigma_u$ , HRB e HV) e ASTM E112 para análise metalográfica. Os resultados da solidificação, como por exemplo o espaçamento dendritico secundário foram correlacionados com o comportamento da transferência de calor no sistema, tomando como parâmetros o gradiente térmico, a velocidade da interface (S/L) e a taxa de resfriamento, os quais foram obtidos experimentalmente. Estas características do processo metalúrgico e os resultados da solidificação foram relacionados com as propriedades mecânicas como a resistência à tração ( $\sigma_u$ ) e a dureza (HRB e HV). Foram obtidas, empiricamente, expressões do tipo  $\sigma_u = f(\lambda_2)$ ,  $HRB = f(\lambda_2)$ ,  $HV = f(\lambda_2)$  e  $\sigma_u = f(HRB)$ . Os resultados se mostraram coerentes com os dados da literatura e a relação de Hall-Petch que associa a dureza HRB com o espaçamento dendritico secundário.

Palavras Chaves: modelagem em areia, microestrutura, propriedades mecânicas, liga de latão, solidificação, EDS.

## ABSTRACT

The metallurgical and mechanical properties of a metallic alloy depend on the solidification phenomenon and parameters associated. In a first stage the proposed work analyzes the solidification for the project and optimization of foundry moulds in sand. In that stage it was used as tool a commercial software and experimental results obtained in the industry. In a second stage this work investigates the solidification characteristics and their influence in mechanical and metallurgical properties in brass alloy (60/40). The brass alloy 60/40 was poured in a sand mould with copper base to provide a condition of unidirectional solidification. The monitoring of temperatures was carried out by k-type thermocouples which were placed along the ingot height. The brass ingot was divided in different sections along its height and the specimens for mechanical tests and metallographic analysis were taken from each section in accordance with the norm of ASTM E 8M – 97 and ASTM E 18 – 94 for mechanical test ( $\sigma_u$ , HRB e HV) and ASTM E112 for metalografic analyse .The results of solidification phenomenon such as secondary dendritic spacing arms were correlated with heat transfer behavior as for example thermal gradient, solidification interface speed (solid/liquid) and the cooling rate which were obtained experimentally. The mechanical behavior such as tensile strength and hardness (Brinell and Vickers) were correlated with the solidification results. Empirically expressions for  $\sigma_u = f(\lambda_2)$ ,  $HRB = f(\lambda_2)$ ,  $HV = f(\lambda_2)$  and  $\sigma_u = f(HRB)$  were taken. These expressions showed themselves coherent with the ones presented by Hall – Petch.

Key words: Sand mould, microstructure, mechanical properties, brass alloy, solidification and dendritic spacing arms.

## 1. INTRODUÇÃO

Os latões, ligas de cobre e de zinco são desde muito tempo produzidos, transformados e utilizados em vários domínios da tecnologia.

No mundo inteiro, às indústrias mais variadas, utilizam os seus benefícios incomparáveis, as propriedades do latão e outras ligas de cobre, existindo sob a forma de tubos, folhas, fios e de barras ou perfis. Os latões representam o grupo mais utilizados entre as ligas de cobre, e são empregados com composições diferentes pelas indústrias químicas, petrolíferas, nuclear e também na construção civil e no artesanato. Se em algum lugar um avião decola, um automóvel arranca, uma banheira se enche ou um relógio indica a hora exata, há grandes possibilidades que o latão esteja referido direta ou indiretamente.

Na produção do latão, podem-se distinguir duas séries diferentes de operações: a preparação do molde (modelação e moldagem) e, a fusão e vazamento.

Os latões são adaptados perfeitamente para a fabricação de numerosos elementos destinados à indústria. Isto se deve muito, entre outros, à larga variedade de formas e dimensões dos produtos semi-acabados. Conseqüentemente, os custos de produção serão reduzidos pela obtenção rápida das peças prontas.

Os latões possuem um conjunto surpreendente de características, incluindo a resistência mecânica, a maleabilidade, a boa condutividade elétrica e térmica, a resistência ao uso e a degradação por radiação solar, boa resistência ao choque e boa resistência a corrosão. Além disso, os latões podem receber tratamentos superficiais como a cromagem ou a niquelagem, vernizes e recobrimento polimerico. Todas estas propriedades, combinadas com sua facilidade às deformações à quente e à frio, tornam os latões particularmente atrativos.

Devido às propriedades tanto mecânicas e metalúrgicas do latão, aliadas a sua importância industrial e valor competitivo no mercado, o presente trabalho foi dividido da seguinte forma para melhor direcionar os objetivos:

- No capítulo 3, a revisão bibliográfica é relativo a descrição dos fenômenos que ocorrem na obtenção do latão, e a influência dos elementos de liga e parâmetros de solidificação;
- No capítulo 4, são apresentados os diferentes métodos de estudos, de análises e de caracterização, assim como as condições e os equipamentos usados na parte experimental;



- No capítulo 5, são examinados e discutidos os resultados obtidos e comparados em relação à literatura.

O principal objetivo deste trabalho foi analisar os fundidos de latão do ponto de vista tecnológico, junto com uma empresa local, e correlacionando as propriedades mecânicas e metalúrgicas do latão 60/40. Além disso, apresenta-se uma análise metalúrgica criteriosa baseada na solidificação direcionada.

## 2 OBJETIVOS

Tendo em vista a análise tecnológica e científica dos fundidos do latão, objetivou-se a melhoria das peças delgadas fundidas para fins artísticos, e a caracterização da liga 60/40. De forma mais objetiva este trabalho prioriza os seguintes itens:

- Revisão crítica e atualizada da literatura no que diz respeito ao diagrama de fases Cu-Zn;
- Revisão crítica e atualizada da literatura no que diz respeito à influência dos elementos de liga presente na liga 60/40;
- Análise do processo de fundição de peça de latão;
- Identificação e correlacionamento entre os principais parâmetros que afetam a fabricação dessa peças;
- Estudo da formação de defeitos e como eliminá-los;
- Projeto de um molde seqüencial;
- Execução de ensaios de tração visando relacionar o limite de resistência à tração ( $\sigma_u$ ) e o alongamento ( $\delta$ );
- Execução de ensaios de dureza visando relacionar a dureza (HRB) e a microdureza Vickers (HV) com o espaçamento dendrítico secundário (EDS);
- A partir de toda a análise realizada desenvolver expressões analíticas finais de correlação entre limite de resistência à tração ( $\sigma_u$ ), dureza (HRB) e microdureza Vickers (HV) com o espaçamento dendrítico secundário (EDS).

### 3. REVISÃO DE LITERATURA

#### 3.1 Classificação de Cobre e suas Ligas.

##### 3.1.1 Cobre e suas Ligas

As ligas de cobre mais comuns estão divididas em seis famílias, as quais são: cobre puro, cobre de baixa liga, latão, bronze, cobre-níquel e alpaca.

O cobre e suas ligas são identificados pelos seguintes números:

C1XXXX: Cobre e ligas de elevado teor de cobre;

C2XXXX: Latões (Cu - Zn);

C3XXXX: Latões com chumbo (Cu - Zn - Pb);

C4XXXX: Latões especiais com estanho (Cu - Zn - Sn);

C5XXXX; Bronzes (Cu - Sn);

C6XXXX: Cu - Al, Cu - Si, Cu - Zn;

C7XXXX: Alpacas (Cu - Ni e Cu - Ni - Zn).

Os tipos de cobre e suas ligas para fundição são:

C80XXX e C81100: Cobres;

C81XXX e C82XXX: Ligas de elevado teor de cobre (exceto C81100);

C83XXX: Bronzes especiais (Cu - Sn - Zn) com ou sem chumbo;

C84XXX: Bronzes especiais (Cu - Sn - Zn) com teor de zinco igual ou superior ao de estanho;

C85XXX: Latões (Cu - Zn) com ou sem chumbo;

C86XXX: Latões especiais (Cu - Zn) de elevadas resistências mecânicas;

C87XXX: Ligas de Cu - Si;

C90XXX e C91XXX: Ligas de Cu - Sn (bronze), Cu - Sn - Zn (bronzes especiais) com teor de zinco inferior ao de estanho;

C92XXX: Bronzes (Cu - Sn), bronzes especiais (Cu - Sn - Zn) com chumbo e teor de zinco inferior ao de estanho;

C93XXX até C95XXX: Bronzes (Cu - Sn e Cu - Sn - Zn com elevado teor de chumbo);

C947XX e C949XX: Ligas de Cu - Sn - Ni;

C95XXX: Ligas de Cu - Al;

C96XXX: Ligas de Cu - Ni - Fe;

C97XXX: Alpacas (Cu - Ni - Zn) com outros elementos;

C98XXX: Ligas de Cu - Pb;

C99XXX: Ligas diversas.

### **3.1.2 Ligas de Latão**

As ligas de cobre mais utilizadas na indústria e em aplicações comerciais são os chamados latões, denominação tradicionalmente aplicada às ligas do sistema cobre-zinco. Neste tipo de liga, os teores de zinco variam entre 5 (latão C 210) e 40 % (latão C 280), sendo que uma simples regra permite identificar o teor de zinco da liga. Dividindo-se por 2 a dezena do número da liga, chega-se ao teor de zinco da mesma. No caso da liga 260 (o chamado latão para cartuchos de munição), por exemplo,  $60 : 2 = 30$ , o que significa dizer que o latão 260 contém 30 % de zinco [Rowley 1984].

O Zinco é um elemento de liga relativamente barato, porém, importante no cobre, principal responsável pelo o aumento da dureza na formação da solução sólida. Observa-se que em quantidades de até 15%, o Zinco produz somente uma pequena diminuição da

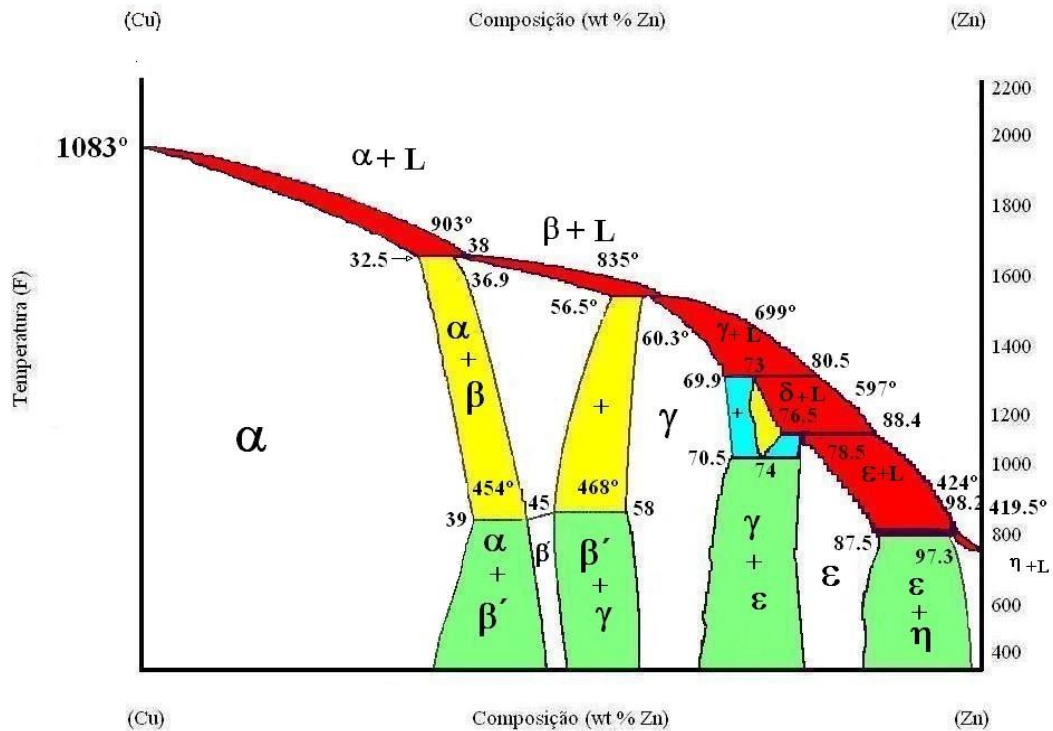
temperatura líquida e a liga binária tem pequenas variações na solidificação. Este elemento tem uma alta pressão de vapor nas ligas fundidas e, é muita às vezes, perdida pela evaporação e oxidação. Isto explica a necessidade de adicionar na liga outros elementos [Gronostajski 2001].

Além dos latões binários (cobre-zinco), cuja numeração (centena) começa por 2, existem também os latões ternários cobre-chumbo-zinco, cuja numeração começa por 3 (como o caso do latão com chumbo 360) e, os latões ternários cobre-zinco-estanho, cuja numeração começa por 4 (como o 436, por exemplo).

### **3.1.2.1 Latões Binários (Cu-Zn)**

Os latões binários são ligas de cobre-zinco nas quais os demais elementos somente estão presentes em teores muito baixos, sendo considerados como impurezas. São ligas que apresentam razoável resistência à corrosão (em ambientes não muito agressivos) e boa conformabilidade, porém simultaneamente possuem resistência mecânica e dureza bem mais elevadas do que a dos cobs comercialmente puros e cobs ligados [Lee 2003]. Como o zinco possui reticulado cristalino hexagonal compacto, ao contrário do cobre, que possui reticulado cristalino cúbico de face centrada, a solubilidade do zinco no cobre é limitada, porém como a diferença entre os diâmetros dos átomos de cobre e de zinco é relativamente pequena, cerca de 4 %, existe uma certa solubilidade, a chegar a 35 % na temperatura de 20 °C e a atingir 38 %, do seu valor máximo, a uma temperatura de 454 °C conforme mostra a Figura 3.1.

Enquanto grandes diferenças entre os diâmetros dos átomos dos elementos solvente e soluto favorecem o endurecimento por solução sólida intersticial, por outro lado reduzem a solubilidade. Assim sendo, o endurecimento por solução sólida substitucional é favorecido quando essa diferença é pequena, ao passo que grandes diferenças favorecem outros mecanismos de endurecimento, como o que ocorre por precipitação, ou pela restrição à recristalização e ao crescimento de grão devido à formação de partículas de intermetálicos. O zinco é o metal que apresenta a melhor combinação entre solubilidade e diferença de diâmetros atômicos no que se refere ao cobre, exceto o ouro, que é muito caro. O efeito de endurecimento por solução sólida do zinco não é tão significativo como o de outros elementos solutos no cobre, mas sua elevada solubilidade permite que o endurecimento seja considerável em teores da ordem de 30 % [Rowley 1984].



**Figura 3.1: Diagrama de fases Cu – Zn [adaptado Rowley 1984]**

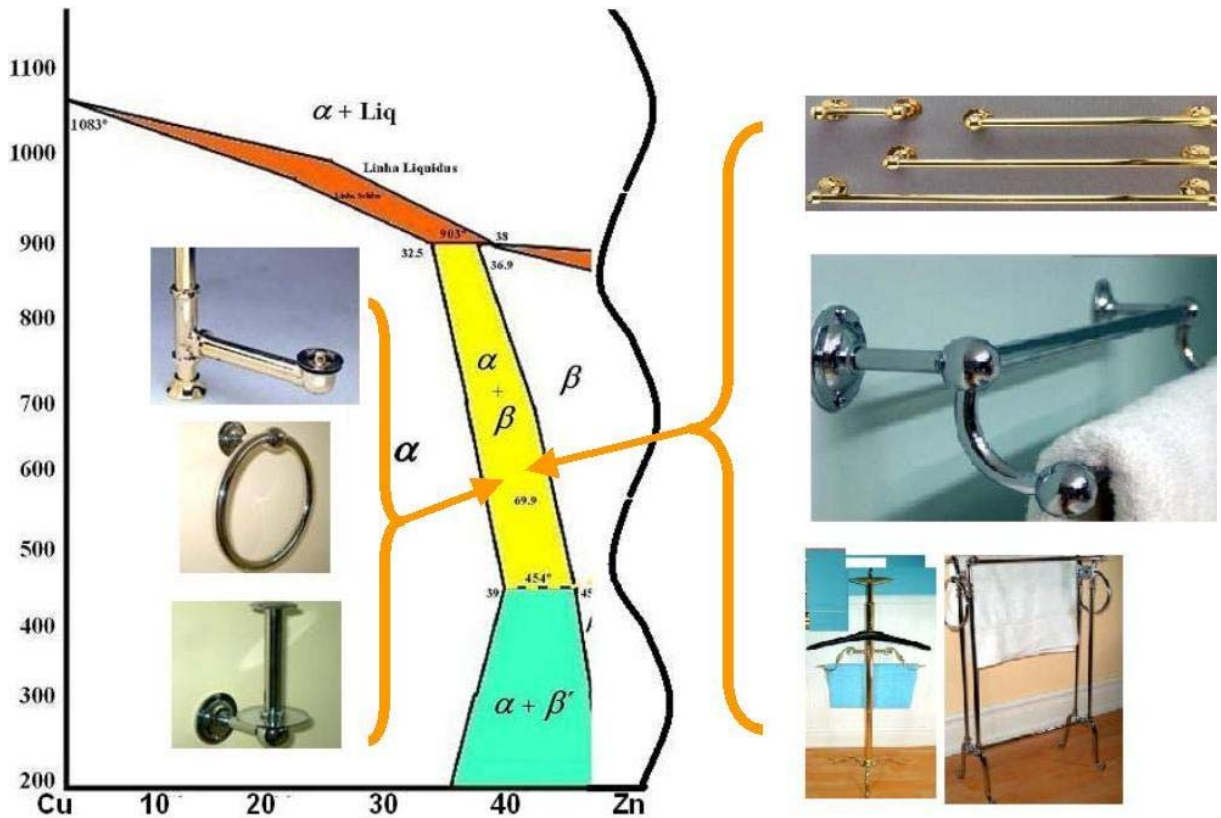
Um dos principais usos do cobre está na fabricação de peças com geometria complexa por deformação mecânica. O latão alia a vantagem de ser facilmente deformado com uma resistência mecânica mais alta do que a do cobre comercialmente puro [Corrêa 2002]. Aliás, o latão com teores de zinco entre 20 e 30 % apresenta maior ductilidade do que o cobre comercialmente puro e do que os latões com teores de zinco mais baixos. Embora os latões sejam mais duros que o cobre comercialmente puro, são ligas que endurecem por deformação a uma taxa muito mais baixa do que o cobre comercialmente puro, e assim o chamado empescoamento (redução de seção reta causada pela deformação) somente ocorre para uma deformação bem maior. Deste modo, segundo Schnyder [Schnyder 1971], ao se deformar uma dessas ligas numa matriz, a mesma pode se deformar consideravelmente antes que ocorra o empescoamento, o qual leva a uma mudança dimensional indesejada e finalmente à fratura. As ligas que mais mantêm essa característica para maiores graus de deformação a frio são os latões que contêm de 20 a 30 % de zinco, bem mais do que os latões com menores teores de zinco, embora de um modo geral, ocorra perda de ductilidade em todos os latões com o aumento da deformação a frio. Este tipo de latão é muito usado para

peças artísticas e na construção civil conforme mostra a Figura 3.2. Outro aspecto importante dos latões é a grande influência do tamanho de grão inicial sobre as características de deformação durante os processos de fabricação. Lee [Lee 2003] descreve que quando o grão é grosseiro o suficiente para igualar, ou mesmo exceder, a espessura da chapa (ou do corpo-de-prova de ensaio de tração), então praticamente quase não há contornos de grão para inibir o deslizamento e contribuir para o encruamento, e à medida que o grão cresce o latão apresenta menor alongamento até a fratura. Sendo assim, o controle do tamanho de grão antes da deformação a frio é muito importante, e os recozimentos anteriores devem ser rigorosamente controlados, quanto ao tempo e à temperatura, para produzir grãos finos.



**Figura 3.2: Corrimão feito com latão 70-30**

Nos latões com teores de zinco mais elevados, acima de 35 % e chegando até 40 %, ocorre à presença de fase beta, ou seja, ao contrário dos latões com menos de 35 % de zinco, que são monofásicos (contêm somente a fase alfa), os latões com teores de zinco mais elevados são bifásicos (contêm fases alfa e beta). Estes latões bifásicos apresentam transformações de fases mais complexas, que dão origem a uma maior variedade de microestruturas e, conseqüentemente, de propriedades. Esse tipo de liga é utilizado industrialmente devido à sua excelente trabalhabilidade a quente e excelente usinabilidade. A Figura 3.3 ilustra o diagrama de fase Cu-Zn na região bifásica alfa e beta com alguns produtos. Dentre estas ligas sobressai-se o latão com 40 % de zinco, também conhecido comercialmente como metal de Muntz.

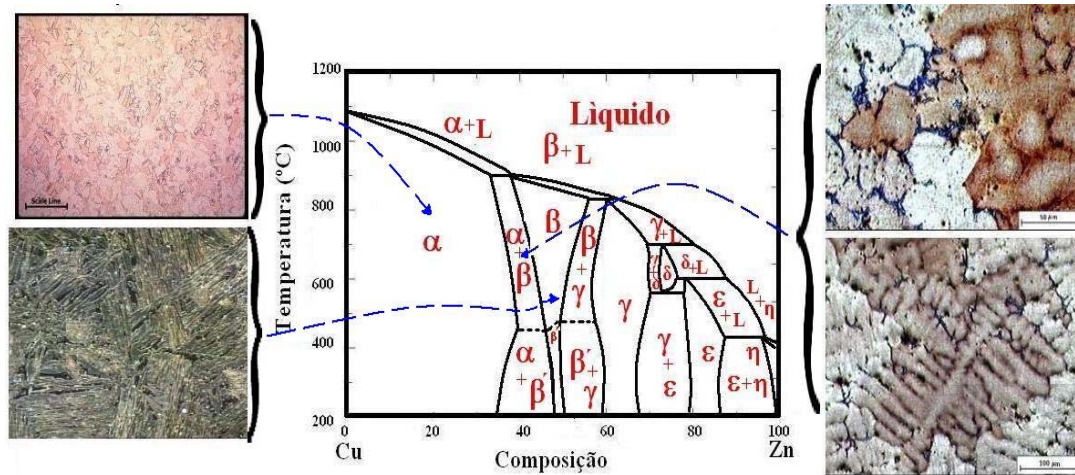


**Figura 3.3: Diagramas de fases Cu-Zn enfatizando alguns produtos obtidos com latões**

A fase  $\beta$  é conhecida como um composto intermetálico com estequiometria aproximada de cobre-zinco, ou seja, proporção entre os números de átomos de cobre e zinco em torno de 50% cada conforme mostra a Figura 3.4, ao contrário da fase  $\alpha$ , que possui estrutura cúbica de face centrada na qual parte dos átomos de cobre é substituída por átomos de zinco.

O diagrama de fases dos elementos cobre e zinco, mostrado na Figura 3.5, é um exemplo de diagrama peritético. As ligas que contêm até 35 % do zinco são monofásicas e são conhecidos por ter uma boa ductilidade e deformação a frio [Mindivan 2003]. Acima de 35 % de zinco, a fase beta aparece na forma cristalina de cúbico de corpo centrado e a dureza aumenta. Estas ligas, não apresentam uma boa ductilidade a frio, mas em compensação apresentam uma excelente deformabilidade a quente em razão da plasticidade da fase beta em alta temperatura. A solubilidade máxima do zinco é de 42 %, sendo que acima deste valor, as ligas tornam-se muito frágeis e não têm uso comercial .



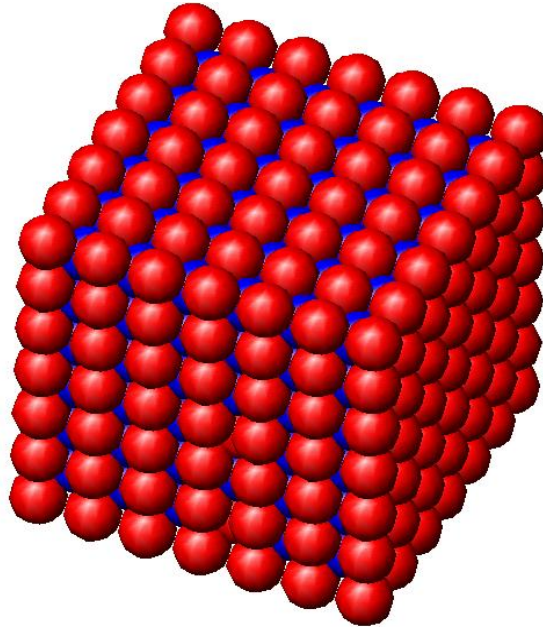


**Figura 3.4: Diagrama de fases Cu-Zn parcial com as microestruturas [Mateso 2005]**

A Figura 3.5 ilustra a grande variação da solubilidade do zinco no cobre no estado sólido, onde composições com até 32.5% de zinco solidificam como solução sólida de fase alfa, fase única. E mostrada também a formação das demais fases.

Nas ligas monofásicas conforme mostra a Figura 3.6, a solidificação inicia com a formação das dendritas alfa abaixo da linha Liquidus.

Para as ligas bifásicas (alfa/beta), Lee [Lee 2004] relata que as características da solidificação dependem da concentração do zinco em relação à composição peritética. Até 37,6 %, a fase alfa é a fase primária conforme ilustra a Figura 5 e a fase beta é formada pela reação peritética que ocorre no último líquido a solidificar.



**Figura 3.5: Esquema representando a estequiometria da fase Beta**

Entretanto, a faixa de variação da composição da fase beta depende da temperatura. A fase beta é cúbica de corpo centrado e acima de 470 °C torna-se desordenada, com átomos de zinco e cobre ocupando posições aleatórias, devido à vibração dos átomos associada à energia térmica. Em baixa temperatura essa vibração possui pouca energia e o conseqüente ordenamento leva à formação da chamada fase beta linha. Essa fase ordenada reduz a ductilidade do latão bifásico a temperaturas relativamente baixas (abaixo de 470 °C), sendo responsável por essa característica de menor ductilidade a frio do que a quente (temperaturas na qual só se forma a fase beta desordenada). Por este motivo os latões bifásicos são indicados para extrusão (a quente), porém não são recomendados para laminação a frio. A fase beta linha pode ter sua dureza aumentada mediante tratamento térmico de envelhecimento em temperaturas da ordem de 200 a 500 °C. A coexistência das fases alfa e beta garante uma ductilidade reduzida à temperatura ambiente, mas nem mesmo esta seria possível se a microestrutura fosse constituída totalmente por fase beta. E o trabalho a quente da liga bifásica ( $\alpha + \beta$ ) é facilitado nas temperaturas altas para que a fase beta desordenada substitua a fase beta linha ordenada. O trabalho de Hofman et al [Hofman 2005] mostra que uma das vantagens da liga bifásica com 40 % de zinco sobre a liga monofásica com 30 % é a sua melhor usinabilidade, devido à presença da fase  $\beta'$  frágil.

Os latões são metais utilizados para adornos arquitetônicos e na construção civil devido a sua coloração. A quantidade de Zn influi na cor do latão como mostra a Tabela 3.1

(classificação feita pela CDA-ASTM dos latões binário da cor do latão em função do percentual do zinco).

**Tabela 3. 1: Classificação do latão binário [Schnyder 1971]**

| % de Zinco | Côr do latão                      |
|------------|-----------------------------------|
| 2          | Cobre                             |
| 10         | Ouro velho                        |
| 15-20      | Avermelhada (latão vermelho)      |
| 30-35      | Amarelo brilhante (latão amarelo) |
| 40         | Amarelo claro                     |

### 3.1.2.1.1 Aplicações e propriedades Mecânicas dos Latões

Os latões são aplicados na indústria para os mais diversos fins [2], dependendo de sua composição química. Dentre as principais aplicações de alguns tipos de latões, os mais utilizados, são:

*Latão C 210* (95 % de cobre e 5 % de zinco): esta liga, que não é suscetível à dezincificação, tipo de corrosão mais freqüente nos latões com maiores teores de zinco; na qual o zinco é atacado preferencialmente e eliminado da liga, é muito utilizada na fabricação de moedas, medalhas, emblemas, jóias e placas, sendo também usada como base para aplicação de ouro e de esmaltes vítreos.

*Latão C 220* (90 % de cobre e 10 % de zinco): possui características bem semelhantes à do C 210, sendo usada em arquitetura (ferragens, condutos e peças ornamentais) e na fabricação de objetos decorativos. Além disso, é usado em algumas aplicações específicas na fabricação de munição, porém em escala muito inferior ao freqüente uso do latão C 260 (30 % de zinco) para a fabricação desse tipo de produto.

*Latão C 230* (85 % de cobre e 15 % de zinco): juntamente com os latões C 210, C 220 e C240, constitui o chamado grupo dos latões vermelhos (também conhecido como “tombbacks”), ligas monofásicas, fase alfa, que possuem características muito semelhantes entre si, marcadamente sua elevada resistência à corrosão e à dezincificação em particular, tendo como desvantagem seu maior custo, associado ao maior consumo de cobre; metal bem

mais caro do que o zinco. Provavelmente, já sua mais freqüente aplicação é a fabricação de zíper para vestimentas, muito embora também seja utilizado na fabricação de bijuteria e de alguns componentes eletro-eletrônicos.

*Latão C 240* (80 % de cobre e 20 % de zinco): como os demais latões vermelhos não, apresentam dezincificação e possui elevada resistência à corrosão sob tensão. Sua principal aplicação consiste na fabricação de objetos decorativos (estojos e componentes de relógios) obtidos pelos processos de conformação mecânica e brasagem.

*Latão C 260* (70 % de cobre e 30 % de zinco): ainda é uma liga monofásica, mas já possui características bem diferentes dos latões vermelhos, começando por sua coloração amarelada. Pode apresentar problemas de dezincificação, dependendo do ambiente na qual está sendo utilizada, mas em compensação apresenta a mais favorável combinação de resistência mecânica e ductilidade (elevadas) entre todos os latões, razão pela qual é muito indicada para processos de conformação em geral, particularmente a estampagem e o embutimento profundo. Sua principal aplicação está na fabricação de cartuchos para munição (esta liga é popularmente conhecida como “latão para cartucho”), mas também pode ser utilizada para as mais diversas aplicações, como tubos de trocadores de calor para água não poluída, evaporadores e aquecedores de produtos alimentícios, cápsulas e roscas de lâmpadas, instrumentos musicais de sopro, radiadores de automóveis, metais sanitários, extintores de incêndio, rebites, pinos e parafusos.

*Latão C 268* (66 a 67 % de cobre, 33 a 34 % de zinco): esta liga possui propriedades mecânicas ligeiramente inferiores às do latão C 260, porém seu custo de fabricação é menor, sendo utilizado como alternativa ao uso daquela liga, em aplicações, nas quais, os requisitos de propriedades mecânicas não são tão importantes e o custo de fabricação é um fator determinante.

*Latão C 272* (63 a 64 % de cobre, 36 a 37 % de zinco): esta liga, já pode apresentar uma pequena quantidade de fase beta. Não pode ser usada em ambientes corrosivos. Pode ser trabalhada a frio e a quente, porém, sua ductilidade é um tanto inferior à das ligas C 260 e C 268, embora suporte condições de conformação mecânica relativamente severas. É utilizada para fabricação de peças por estampagem não profunda como componentes de lâmpadas e chaves elétricas, recipientes para instrumentos, componentes de radiadores, rebites, pinos e parafusos.

*Latão C 280* (60 % de cobre e 40 % de zinco): esta é uma típica liga bifásica (alfa e beta), com excelente trabalhabilidade a quente, relacionada com a presença da fase beta, que por outro lado dificulta a conformação a frio. Suas aplicações também estão limitadas a ambientes não muito corrosivos. Possui melhores propriedades de conformação a frio e de soldagem do que as do latão C 370 (61 % de cobre, 38 % de zinco e 1 % de chumbo), porém usinabilidade inferior. É usado na fabricação de placas, barras e perfis, na arquitetura em seções estruturadas e painéis espessos, na indústria química em placas de tubos de condensadores e trocadores de calor e componentes mecânicos fabricados por forjamento.

*Latão C 340* (65 % de cobre, 34 % de zinco e 1 % de chumbo): possui partículas de chumbo, dispersas em uma matriz de fase alfa, podendo, no entanto conter uma pequena quantidade de fase beta. Apresenta elevada usinabilidade e pode ser conformada para a fabricação de parafusos, rebites, porcas, componentes de instrumentos e de relógios.

*Latão C 353* (62 % de cobre, 36 % de zinco e 2 % de chumbo): apresenta uma estrutura bifásica, fases alfa e beta, e com partículas dispersas de chumbo. Possui aplicações semelhantes à do latão C 340, porém, apresenta menor trabalhabilidade. É utilizada para a fabricação de terminais de baterias elétricas e de velas de ignição de motores, e de peças gravadas mecanicamente.

*Latão C 360* (61 % de cobre, 36 % de zinco e 3 % de chumbo): apresenta microestrutura muito semelhante à do latão C 353. É conhecido como latão de usinagem fácil (“free cutting brass”). É muito utilizada, sob a forma de barras extrudadas que são posteriormente usinadas para a fabricação de diversos produtos, entre os quais porcas, parafusos, pinos, buchas, mancais, afastadores e peças tubulares com extremidades abertas ou fechadas.

*Latão C 370* (61 % de cobre, 38 % de zinco e 1 % de chumbo): apresenta o mesmo tipo de microestrutura presente nas ligas, anteriormente citadas, porém, além da elevada usinabilidade, possui boa trabalhabilidade a quente. É fornecida geralmente sob a forma de tubos usados para a fabricação de peças tubulares em máquinas operatrizes de usinagem.

*Latão C 442* (71 % de cobre, 28 % de zinco e 1 % de estanho): esta liga, monofásica (fase alfa) contém, além de estanho, uma pequena adição de arsênio, para aumentar a resistência à dezincificação. O estanho é adicionado com o objetivo de proporcionar boa

resistência à corrosão em água de rios e mares não poluída, paradas ou em movimento de baixa velocidade (até cerca de 2m/s). É muito usado na fabricação de tubos e placas para equipamentos de trocadores de calor, principalmente de refinarias de petróleo e de centrais de produção de energia.

*Latão C 464* (61 % de cobre, 38 % de zinco e 1 % de estanho): esta liga, entre as últimas da série dos latões, possui uma microestrutura bifásica (alfa e beta), mas contém estanho e até mesmo chumbo em pequenos teores, para aumentar a usinabilidade. São usadas na forma de placas, chapas e barras utilizadas na fabricação de placas de condensadores, parafusos, porcas, peças forjadas e usinadas, para uso em locais submersos em água ou equipamentos usados na construção naval. Esta liga pode conter inibidores contra corrosão, como o arsênio, o antimônio e o fósforo, porém, limitados em teores de 0,02 a 0,10 % [1].

Algumas propriedades mecânicas de alguns latões estão apresentadas na tabela 3.2 [Rowley 1984].

**Tabela 3.2: Propriedades mecânicas dos latões [Rowley 1984].**

| Liga (ASTM) | Composição Química (% em peso) | Limite de resistência à tração (MPa) | Limite de escoamento (MPa) | Alongamento (%) | Dureza Brinell (HB) | Limite de resistência à fadiga (MPa) |
|-------------|--------------------------------|--------------------------------------|----------------------------|-----------------|---------------------|--------------------------------------|
| C210        | 95Cu 5Zn                       | 270-550                              | 100-380                    | 45-3            | 65-120              | -                                    |
| C220        | 90Cu 10Zn                      | 270-570                              | 90-420                     | 50-4            | 55-125              | 70-160                               |
| C230        | 85Cu 15Zn                      | 310-600                              | 100-420                    | 50-4            | 60-135              | 105-170                              |
| C240        | 80Cu 20Zn                      | 310-640                              | 120-480                    | 52-3            | 65-155              | 100-185                              |
| C260        | 70Cu 30Zn                      | 330-850                              | 120-540                    | 62-3            | 65-160              | 75-200                               |
| C268        | 66Cu 34Zn                      | 340-860                              | 130-550                    | 60-3            | 65-165              | 85-155                               |
| C272        | 64Cu 36Zn                      | 340-860                              | 130-550                    | 56-5            | 65-165              | 95-210                               |
| C280        | 60Cu 40Zn                      | 380-600                              | 160-450                    | 40-4            | 85-145              | 110-130                              |
| C340        | 65Cu 34Zn 1Pb                  | 330-550                              | 120-460                    | 45-8            | 65-135              | -                                    |
| C353        | 62Cu 36Zn 2Pb                  | 340-700                              | 150-460                    | 45-2            | 70-125              | 100-195                              |
| C360        | 61Cu 36Zn 3Pb                  | 360-520                              | 150-450                    | 40-12           | 75-135              | 140                                  |
| C370        | 61Cu 38Zn 1Pb                  | 380-580                              | 180-520                    | 40-8            | 80-150              | -                                    |
| C442        | 71Cu 28Zn 1Sn                  | 340-400                              | 130-180                    | 65-50           | 65-85               | 160-185                              |
| C464        | 61Cu 38Zn 1Sn                  | 395                                  | 160-390                    | 40-20           | 90-145              | 150-230                              |

### 3.1.2.2 Latões com Chumbo (Cu-Zn-Pb)

Os latões com chumbo são ligas cobre-zinco-chumbo, nas quais o chumbo é adicionado com o propósito principal de aumentar a usinabilidade. O chumbo não se combina com o cobre, nem com o zinco, nem com qualquer elemento de liga secundário e, está presente nessas ligas sobre a forma de partículas (glóbulos) que se distribuem aleatoriamente na microestrutura da liga [Rowley 1984]. Dybiec 1997 [Dybiec 1997] relata que as partículas de chumbo até 35% promovem a lubrificação da ferramenta de corte durante a usinagem e promovem uma fragilização localizada do cavaco.

Nos latões com chumbo (até 3%) em geral o teor de zinco é superior a 35 %, fazendo com que, do ponto de vista microestrutural, estas ligas sejam bifásicas ( $\alpha + \beta$ ) nas quais, adicionalmente, as partículas de chumbo se distribuem. Entretanto, as partículas de chumbo prejudicam a deformação plástica [Chen 2001]. Por este motivo, os latões com chumbo são empregados, principalmente, para a fabricação de parafusos e peças usinadas a partir de barras e perfis extrudados e, não são usados para processos de deformação plástica a frio. O teor de chumbo varia entre 0,3 e 3,5 % para os chamados latões de corte fácil. Os latões com chumbo na classificação CDA-ASTM são designados por números iniciados pelo algarismo 3, como por exemplo a liga C 360 (61 % de cobre, 36 % de zinco e 3 % de chumbo).

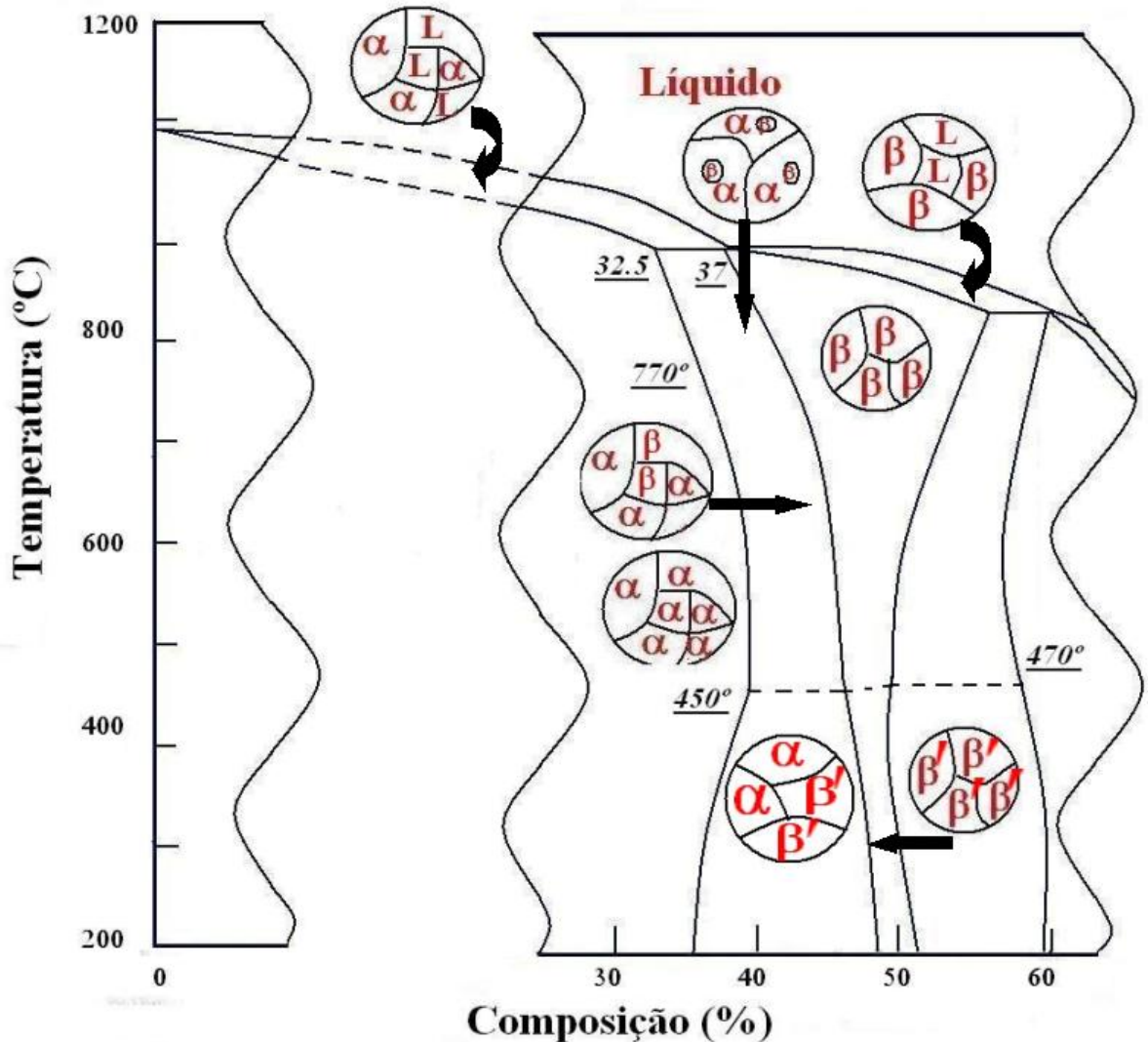
Bursikova et al [Bursikova 2002] propôs uma alternativa ao uso do chumbo para melhorar a usinabilidade dos latões, como adição de selênio e do telúrio, que não prejudicam tanto as propriedades de deformação plástica do latão, porém são de custo elevado e de menor disponibilidade no mercado.

### 3.1.2.3 Latões com Estanho (Cu-Zn-Sn)

Os latões com estanho são ligas nas quais uma pequena parte do zinco é substituída pelo estanho, ou seja, são ligas de cobre-zinco-estanho. O objetivo da utilização do estanho neste tipo de latão é melhorar a resistência à corrosão em ambientes particularmente agressivos, como água do mar e ambientes contendo cloretos em geral [Hofman 2005]. Entre os latões com estanho, encontram-se o latão almirantado (70 % de cobre, 29 % de zinco e 1 % de estanho) e o latão naval (60 % de cobre, 39 % de zinco e 1 % de estanho) ambos para aplicações na construção naval [Seugman 2005]. A numeração dos latões com estanho na

classificação CDA-ASTM inicia-se pelo algarismo 4, como por exemplo a liga C 464 (61 % de cobre, 38 % de zinco e 1 % de estanho) [Rowley 1984].

### 3.2 Processo de Solidificação da liga Cu-Zn

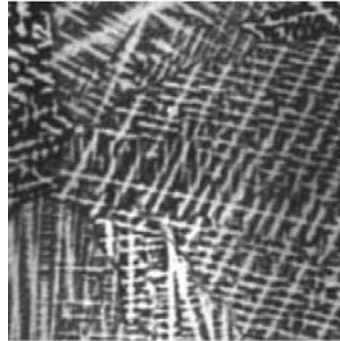


**Figura 3.6: Processo de solidificação da liga Cu-Zn dentro da composição 30-42% Zn.**

Acima de 37,6 % de zinco, a solidificação se faz por formação de dendritas  $\beta$  e após solidificação completa, a estrutura é composta somente com esta fase. O intervalo de solidificação é pequeno, de maneira que as dendritas  $\beta$  são praticamente homogêneas em composição [Lee 2004, Assouli 2002]. Durante o resfriamento, ocorre mais uma mudança, perto de 770 °C, a fase  $\alpha$  começa a separar-se da fase  $\beta$  e aumenta à medida que diminui a temperatura [Assouli 2002].



Stanford [Stanford 2005] descreve a passagem de  $\alpha$  para  $\beta$  é controlada pela difusão e pode ser eliminada por resfriamento rápido. A fase  $\alpha$  precipita grãos nos interstícios. Esta maneira de separação dentro dos grãos é chamada de estrutura WIDMANSTATTEN, ilustrada na Figura 3.7 [Stanford 2005, Assouli 2003, Dybiec 1997].



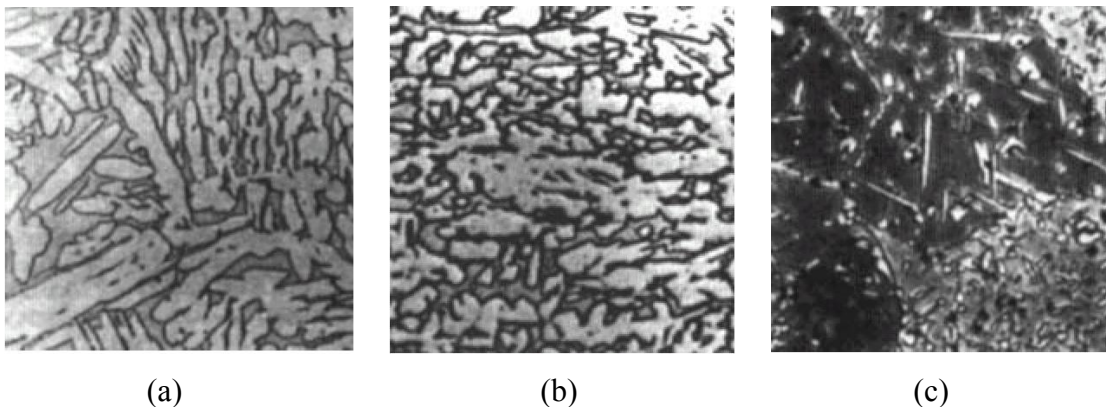
**Figura 3.7: Latão C260 vazado em areia, Ataque de cloreto de ferro, x 100 [Stanford 2005].**

A Figura 3.7 mostra a microestrutura dos grãos grandes à estrutura dendrítica revelado por ataque da solução de cloreto de ferro. Este reagente revela as diferenças de composição devido à segregação do soluto.

Entre 450 °C – 470 °C, a fase  $\beta$  transforma-se em fase  $\beta'$ . Esta modificação da estrutura atômica esta relacionada à passagem dos átomos de zinco de uma estrutura aleatória para uma estrutura ordenada dentro da estrutura cristalina, chamada de transformação desordem-ordem [Stanford 2005]. A microestrutura não é afectada por esta mudança, então as conseqüências sobre as propriedades mecânicas não são relevantes.

Mindivan [Mindivan 2003] indica a liga de latão C272 como a mais utilizada, com a microestrutura tipo alfa. Ela é uma liga econômica (o zinco sendo geralmente barato em relação ao cobre). Entretanto, a liga com 30% de zinco (chamada latão para cartucho) oferece uma boa ductilidade e uma resistência à corrosão superior á anterior. As ligas comerciais interessantes são disponíveis até as concentrações mínimas em zinco de 5%. Estas ligas, ricas em cobre, têm uma coloração dourada e são conhecidas como metal para dourar. As ligas são fornecidas em forma de fundidos, seja na forma de folhas, tubos ou fios.

Das ligas duplex ( $\alpha + \beta$ ) a mais conhecida é a liga C280 mostrada nas Figuras 3.8 (a) (b) (c). A parte (a) mostra a estrutura bruta de fusão da liga C280 onde os grãos  $\beta$  contendo a fase  $\alpha$  sobre forma de precipitados com estrutura de WIDMANSTATTEN, na parte (b) temos uma estrutura bruta de fusão atacada com sulfato de amônia da mesma liga que revelou as zonas de fase  $\alpha$  ligeiramente alongada na direção da deformação e situada numa matriz de fase  $\beta$ . O chumbo foi adicionado para melhorar a usinabilidade e está presente na forma de partículas escuras alongadas. Na parte (c), temos a estrutura de WIDMANSTATTEN da fase alfa e a fase beta é mais fina em relação ao da liga binária C280. Vê-se também uma fase rica em ferro na forma de pequenos bastonetes escuros, distribuídos uniformemente.



**Figura 3.8 : (a) Latão C280, vazado em areia, x 100, (b) Latão C280 com chumbo, deformado a quente, x 200 e (c) Latão alta ductilidade, vazado em areia, ataque de cloreto de ferro, x 250 [Stanford 2005, Assouli 2003].**

A liga C280 é, geralmente, usada na fundição tanto em areia como em coquilha. Os latões bifásicos apresentam uma excelente ductilidade, as temperaturas de deformação a quente e existem também em estado forjado por extrusão e laminado a quente segundo Lee [Lee 2003].

Geralmente, dependendo de aplicação, outros elementos de liga são acrescentados no latão para modificar suas propriedades mecânicas, a resistência à corrosão ou a usinabilidade [Stanford 2005, Seungman 2005, Hofmann 2005]. Os elementos de liga têm uma influência sobre a solubilidade do zinco no cobre.

Segundo Assouli [Assouli 2003], alguns deles de composição controlados são fundidos e deformados a quente no estado bifásico alfa/beta. Depois, eles são recozidos em torno de 450 °C de maneira a transformar a microestrutura em uma única fase alfa. Esta fase

apresenta então, uma melhor resistência à corrosão por dezincificação em particular nos canos de água, considerados como meios muito agressivos.

### 3.3 Influência dos Elementos de Liga nas Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas

As proporções relativas dos elementos de liga têm um efeito profundo sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas do produto final. A resistência à corrosão é uma propriedade de relevância para os latões, porque muitos são usados em sistemas hidráulicos, marítimos e fluviais [Seungman 2005].

A resistência à corrosão depende da quantidade de zinco na liga (ou equivalência em zinco dos elementos de liga) e seu efeito sobre a distribuição de fases na microestrutura. Existem dois tipos básicos de corrosão em latões: corrosão sob tensão e corrosão seletiva (dezincificação) [Schweitzer, 1983]

A pobre resistência à corrosão dos latões geralmente acontece devido ao fenômeno de dezincificação. A dezincificação, mostrado na Figura 9 envolve uma dissolução preferencial de zinco a partir da liga, produzindo um esqueleto poroso e estruturalmente fraco de cobre; esta condição além de favorecer a corrosão, reduz a resistência mecânica. As ligas de alto cobre geralmente tem maior resistência à corrosão e elevada dureza, em contra partida suas desvantagens são maiores temperaturas de fusão, maior custo; e muitas vezes, frágeis.



**Figura 3. 9: Dezincificação do latão almirantado [Seungman 2005].**

A compensação deste fenômeno é realizada pela contribuição dos elementos de liga em latões fase  $\alpha$  [Seungman 2005]. Para latões bifásicos ou duplex ( $\alpha + \beta$ ), o problema é às vezes resolvido por tratamento térmico para convertê-los em latões  $\alpha$ .

Para ocorrer corrosão sob tensão, três fatores são necessários:

- Utilização de ligas suscetíveis à corrosão sob tensão;
- Meio que contém amônia;
- Presença de tensões de tração residuais;

A presença em grande quantidade do zinco reduz a resistência de corrosão do latão, proporcionalmente até 35% Zn. As ligas dentro desta variação, conforme o gráfico da Figura 3.5, exibem estrutura cristalina cúbica de face centrada, formando a série de solução sólida tipo  $\alpha$  [Assouli 2002]. Para teores acima de 35% de Zn, a segunda fase  $\beta$ , precipitada, tem uma estrutura cúbica de corpo centrado [Gianella 2001]. Neste ponto, ligas começam a exibir estrutura dupla ( $\alpha + \beta$ ), e Assouli 2002 [Assouli 2002], baseando-se nas observações de Seugman [Seungman, 2005] descreve que a diferença de eletropotencial é relativamente alta e as estruturas duplas sofrem um gradiente de corrosão acelerada e dezincificação.

A maioria das ligas de latões que requer uma maior resistência mecânicas e boas propriedades metalúrgicas, procura trabalhar com a variação da composição da estrutura dupla ( $\alpha + \beta$ ). A elevada contribuição do zinco, não somente, reduz o custo da liga mas a presença da fase  $\beta$  é considerada como fase importante que reduz a probabilidade de rachadura a quente durante e imediatamente após a solidificação [Rowley 1984]. Neste aspecto, às vezes, melhora-se a fundição com o custo da redução da resistência a corrosão.

Em princípio, há três métodos diferentes de prevenir ou minimizar os danos da dezincificação, isso é: O latão alfa pode ser usado em lugar de latão  $\alpha + \beta$  que são mais susceptíveis a dezincificação. A desvantagem para tal abordagem se encontra no fato, que enquanto o latão vermelho (15 - 20 % de Zn) é, geralmente, imune a dezincificação [Polan 1987], tubulações e dutos feitos desta liga são caros e menos desejáveis, visto que a operação de estampagem a quente necessária para estes tipos de peças dependem da presença da fase  $\beta$  suficiente para a fácil deformação. O segundo método, derivado do diagrama de fase cobre-zinco, é tratar termicamente os latões (Zn < 39 %) de duas fases para transformá-los para a fase alfa única. Isto, geralmente, é feito pelo aquecimento entre 400 °C e 600 °C com subsequente esfriamento para temperatura ambiente [Assouli 2003]. O terceiro método e atualmente mais econômico para minimizar dezincificação é adicionar baixos níveis de elementos apropriados à liga. Estes elementos incluem arsênio, antimônio, boro, fósforo, estanho, níquel e alumínio. Este terceiro método é também importante, já que estes elementos de liga melhoram a resistência mecânica e a ductilidade através da expressão do zinco equivalente:

$$Zn_{eq} = \%Zn + (1 * \%Pb) + (2 * \%Sn) + (0,5 * \%Mn) + (0,9 * \%Fe) + (10 * \%Si) + (6 * \%Al) - (1,2 * \%Ni)$$

O  $Zn_{eq}$  representa em percentagem do Zn, a soma do equivalência de todos os elementos de liga presente. Estes elementos aumentam as propriedades mecânicas e metalúrgicas da liga. O valor do  $Zn_{eq}$  é usado na interpretação do diagrama de fases e na caracterização da liga.

### 3.3.1 Arsênio e Antimônio

Rowley [Rowley 1984] relata que a adição de arsênio e antimônio interfere como processo de redeposição, mas o efeito do arsênio como inibidor tem duas grandes limitações: está restrita a latão alfa e até com pequena percentagem de ferro ou manganês podem resultar na formação de compostos intermetálicos frágeis com arsênio. Isto, causa a deteriorização das propriedades mecânicas assim como uma redução na eficiência do inibidor.

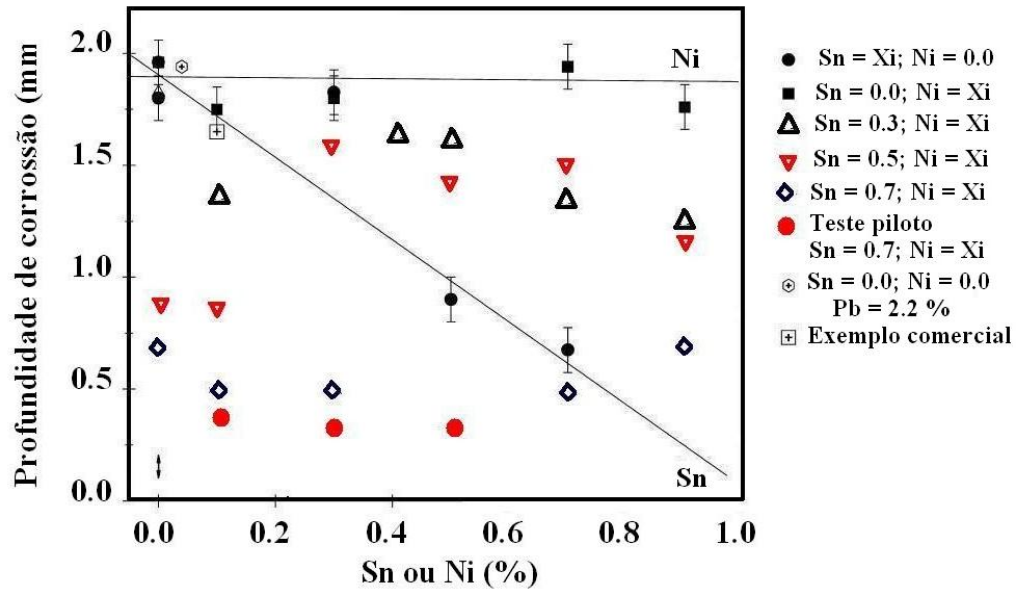
### 3.3.2 Estanho e Níquel

O estanho é conhecido para baixar a taxa de dezincificação e é muitas vezes adicionado nos produtos comerciais tais como latão Almirantado (71 % Cu – 28 % Zn – 1 % Sn – 0.1 % As) e latão Naval (60 % Cu – 39.25 % Zn – 0.75 % Sn) [Seungman 2002]. O estanho tem dois a três vezes o efeito de peso equivalente de zinco na formação de fase  $\beta$  e aumenta a resistência mecânica.

Wang et al. [Wang 1994] estudou o efeito do estanho e alumínio no latão alfa e concluiu que o estanho forma compostos de oxidação que podem actuar como uma camada protetora sobre a superfície da liga. A adição do estanho no latão de dupla fase segue a receita convencional para sua adição às ligas de fase única, tais como o latão Almirantado.

Seungman et al. [Seungman 2002] mostrou que a presença do níquel sozinho não aumenta significativamente a resistência à corrosão para C260 a C280. Em contraste, o estanho sozinho é um eficiente inibidor e sua presença em teor de até 0.7% reduz a profundidade de corrosão das ligas C260 e C280 de 2.0 a 0.67 mm. Segundo o mesmo autor, os efeitos do estanho e níquel juntos são dependentes de suas concentrações. Para as ligas com 0.3% e 0.5% de estanho, aumentar a concentração do níquel, tem pouco efeito na diminuição da profundidade de corrosão. Para teores de estanho de 0.7%, a presença de níquel reduz a profundidade de corrosão. Assim, Seungman et al. teve a profundidade de corrosão de

0.67 mm para liga que contém 0.7% de estanho sozinho reduzida para 50%, quando 0.5% de níquel está também presente. As profundidades de corrosão nas ligas com estas concentrações ótimas de estanho e níquel estão em torno de 0,1 - 0,2 mm conforme mostra a Figura 3.10.



**Figura 3.10: Influência do Sn e Ni na corrosão do latão [Seungman 2002]**

### 3.3.3 Chumbo

O chumbo melhora a usinabilidade e não influencia na resistência a corrosão [Rabab 2004]. A Figura 3.10 mostrou que a presença do Pb não teve efeito sobre a profundidade da corrosão. Os estudos de Seungman et al [Seungman 2002] demonstram que o chumbo não interferiu com a eficiência do Sn e Ni adicionados como inibidores de latões binários. O chumbo possuiu um ponto de fusão de 327 °C e é insolúvel nos latões a temperatura ambiente. O chumbo migra nas fronteiras de grãos, onde sua presença aumenta a usinabilidade. Segundo Rabab [Rabab 2004], ele pode ocupar os vazios associado com porosidade de contração interna.

Chen et al [Chen 2001] relata que apesar de sua boa contribuição na liga, um excesso de chumbo é prejudicial a liga e pode levar a falha do componente.

### 3.3.4 Alumínio e Silício

O alumínio aumenta bastante a resistência mecânica, pois 1% de alumínio é equivalente a 6% de zinco, no aumento da tendência à formação da fase beta linha. Ambos elementos são poderosos desoxidantes. Em pequenas concentrações, servem para melhorar a resistência à corrosão. Os dois elementos previnem a volatilização do zinco a temperaturas normais de fundição e melhoram a fluidez da liga, principalmente o silício.

O silício é responsável também pelo aumento da resistência ao desgaste, mas reduz a usinabilidade. Este elemento tem uma equivalência de zinco de 10, isto é, 1 % de silício será equivalente a adicionar 10 % de zinco, em termos de tendências de liga para desenvolver uma estrutura alfa-beta.

Se, o alumínio estiver presente nas ligas C260 e C280 em quantidades maiores que 1%, pode causar alta contração na solidificação e formação da fase beta. Neste caso, ele é considerado como elemento endurecedor. Berdin 2003 [Berdin 2003], recomenda para as ligas C260 e C280, principalmente para uso industrial um teor de 0.5 a 0.7 de alumínio para obter-se uma ductilidade que facilite posteriores operações.

### 3.3.5 Ferro e Manganês

O ferro actua como endurecedor, porém, diminui bastante o alongamento. O manganês possibilita elevada resistência sem tratamento térmico, o que em alguns casos, é extremamente importante. O manganês é também responsável por reduzir o ponto de fusão e aumentar a tenacidade na liga de latão [Metals Handbook 1973].

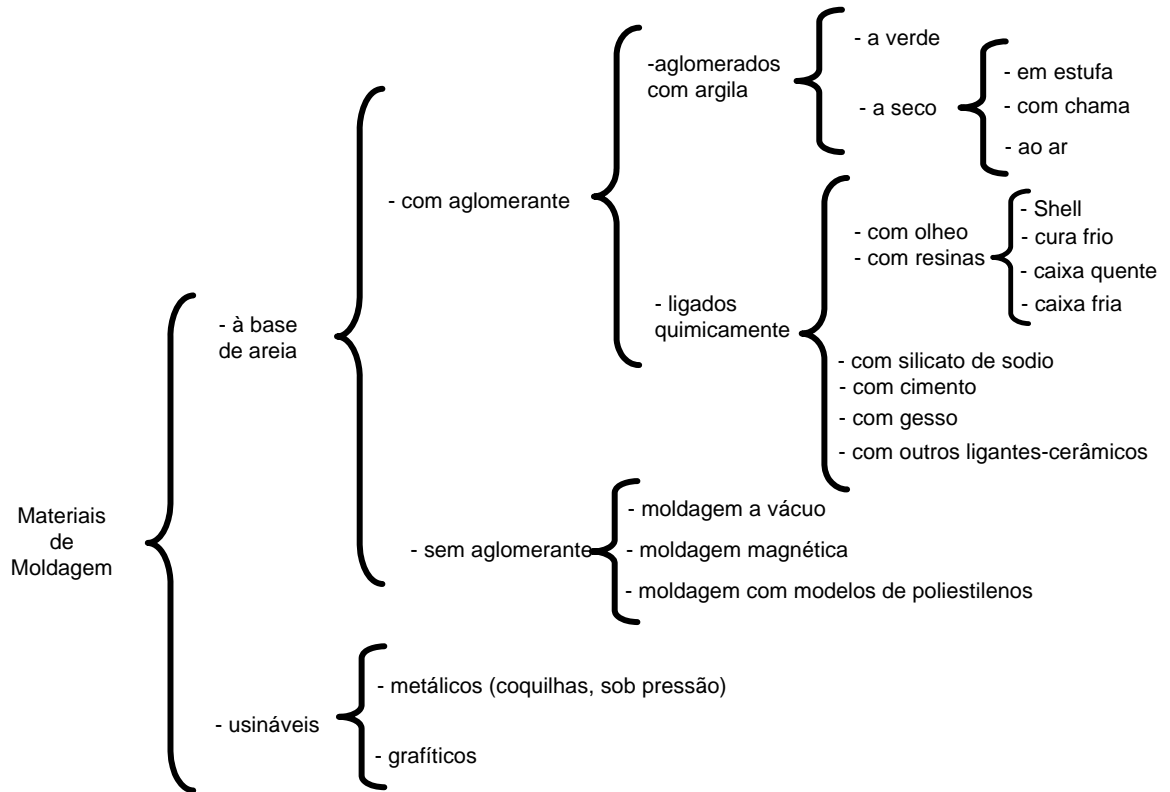
## 3.4 Molde de areia.

No seu trabalho, Vives [Vives 1988] mostrou que as diferenças das propriedades finais do material estão diretamente relacionadas com o material do molde na fundição. O material do molde é responsável pela a extração de calor do metal líquido e conseqüente pela solidificação.

Para obter-se moldes com propriedades adequadas, é preciso controlar a matéria prima utilizada em sua confecção. No caso de moldes destrutivos, saber a composição básica da areia e o grau de preparação de mistura, assim como acompanhar o desempenho das máquinas

de moldagem e, o tratamento de recuperação da areia, são parâmetros fundamentais [Maeda 2003].

A classificação dos materiais de moldagem pode ser agrupada em duas classes conforme mostra a Figura 3.11



**Figura 3.11: Esquema da classificação dos materiais de moldagem**

A moldagem com areia (argila) é o mais difundido, dado as suas vantagens, sua versatilidade, produtividade e economia. Mas por envolver muitas variáveis de processamento em condições dinâmicas, o controle de um sistema recirculante de areia aglomerada com argila é complexo e requer, no mínimo uma atenção constante.

Os atributos exigidos de uma areia de moldagem (a capacidade de uma areia em produzir moldes), dependem de três importantes características [Zanetti 2002, Chang 2001]:

- **Escoabilidade:** é a capacidade de areia a tomar forma do modelo e reagir à ação de forças externas. Uma boa escoabilidade produz moldes de densidade uniforme ao longo dos detalhes do modelo com um mínimo de energia.
- **Consistência:** é a capacidade da areia após a compactação, de reter a forma do modelo, também chamado de resistência a verde.



- Plasticidade: é a capacidade de compactação plástica da areia, para permitir a extração do modelo e colocação de machos sem se romper.

Estas três propriedades podem ser avaliadas indiretamente por ensaios tecnológicos realizados em corpos de prova em laboratório, mas que não consideram as condições reais de moldagem, portanto, segundo Benchika 2001 [Benchika 2001], avaliam-se as propriedades em função do método de compactação em condições reais.

Além das três propriedades básicas, os moldes devem ter as seguintes características tecnológicas: permeabilidade; estabilidade térmica dimensional; inércia química em relação ao metal líquido; difusividade térmica; resistência as altas temperaturas; refratariedade; desmoldabilidade.

Todas estas características estão relacionadas entre si e dependem fundamentalmente:

- Da qualidade dos materiais de moldagem utilizados;
- Dos teores de cada constituinte;
- Do modo de preparação da mistura;
- Do modo de compactação.

Os três constituintes mais importantes de uma areia de moldagem a verde são: areia, argila e água [Benchika 2001].

Se forem tomados os cuidados necessários na preparação das misturas, com a adição na quantidade certa dos constituintes, as possíveis variações na composição média da areia do sistema serão lentas e gradativas, permitindo uma atuação preventiva, antes da ocorrência de grandes desequilíbrios de conseqüências econômicas importantes.

A sistemática usual de controle de sistemas de areia consiste em determinar propriedades como: resistência, plasticidade, permeabilidade, compactibilidade e variáveis de composição tais como:

- Teor de umidade;
- Teor de argila total;
- Teor de argila ativa;
- Teor de voláteis;
- Perda ao fogo
- Distribuição granulométrica.

Destas variáveis as mais críticas, isto é, aquelas que podem sofrer alterações bastante rápidas, são o teor de umidade e o teor de argila ativa, atingindo valores bem diversos do ideal [Zanetti 2002, Benchika 2001].

### **3.5 Formação da Macroestrutura e Microestrutura de solidificação**

As propriedades finais do produto de uma liga metálica dependem fundamentalmente do processo de solidificação. A solidificação é um dos fatores importantes na determinação da estrutura das propriedades finais do produto.

No caso do latão, geralmente, é muitas vezes, difícil distinguir uma composição de uma outra na base somente, da macroestrutura ou microestrutura. O maior valor de exame metalográfico para o latão é para propósitos de comparação, e para determinar se ligas conhecidas exibem quantidades anormais ou distribuições de fases esperadas ou inclusões diferentes. A análise metalográfica é usada também como meio de diagnosticar as causas de ruptura ou falta de pressão [Corrêa 2002].

#### **3.5.1 Aspectos científicos da solidificação**

Segundo Flemings e Kurz [Flemings,1974; Kurz,1984], em todos os processos de solidificação independente da relevância da abordagem dada ao estudo da solidificação de materiais, do ponto de vista do fenômeno, normalmente podem ser contemplados os seguintes aspectos:

- ⇒ **a nucleação;**
- ⇒ **o crescimento;**
- ⇒ **a partição de soluto;**
- ⇒ **o superesfriamento constitucional; e**
- ⇒ **a estabilidade da interface.**

A nucleação é a etapa da solidificação que descreve o modo de formação do núcleo sólido estável no seio da massa líquida.

Duma forma geral a nucleação pode envolver as seguintes etapas:

- a movimentação de átomos por difusão ou outro tipo de movimento;
- a mudança da estrutura original em uma ou mais estruturas intermediárias instáveis;
- a formação dos núcleos da nova fase.

Uma vez formados, um ou mais embriões da fase sólida, a solidificação prossegue por crescimento do núcleo ou núcleos a partir desses embriões [Flemings,1974].

As teorias de crescimento do embrião da fase sólida são de difícil comprovação experimental, em virtude das dificuldades que se têm em mensurá-las. Entretanto, existem conceitos que dão conta de que a forma do crescimento do núcleo sólido formado homogênea ou heterogeneamente a partir da fase líquida é fortemente influenciada pela estrutura atômica da interface sólido/líquido. Neste aspecto existe o fator cinético de acomodação ou empilhamento de átomos que pode ser apresentado em três categorias principais:

- a cinética de adição de átomos à interface sólido/líquido;
- a cinética de transporte de calor e
- a cinética de transporte de massa à frente da interface sólido/líquido.

A natureza do sistema é determinante pela predominância de um deles sobre os demais.

A cinética de adição de átomos, da fase líquida, à interface sólido/líquido é função da estrutura atômica desta interface, que é definida por um modelo teórico que prevê a existência da interface difusa (rugosa) e plana/facetada (lisa), com suas respectivas direções favoráveis de crescimento e associada a cada estrutura cristalina [Flemings,1974; Prates/Davies, 1978; Kurz/Fisher,1984].

A rejeição de soluto ( $K_0 < 1$ ), ou a rejeição de solvente ( $K_0 > 1$ ) dá origem ao superesfriamento constitucional (SRC). A interface tende a se instabilizar toda vez que o gradiente térmico na interface for menor que o gradiente da temperatura líquida. Dependendo do valor de SRC, a instabilidade apresentar-se-á com diferentes morfologias e que, por ordem decrescente deste valor são denominadas, segundo Viskanta e Kurz/Fisher [Viskanta,1988; Kurz/Fisher,1984], de:

- Globular,
- Dendritita, crescimento que obedece alguma textura cristalográfica;
- Celular, crescimento cooperativo com rejeição lateral de soluto podendo apresentar alguma orientação cristalográfica;

- Plana.

A morfologia da interface não é só função do gradiente térmico ( $G_L$ ), depende também da velocidade da interface ( $V$ ), do intervalo de solidificação ( $T_L - T_E$ ) e do tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ). A transição Planar a dendrítica está associada à diminuição da razão ( $G_L/V$ ).

A primeira característica morfológica de uma interface sólido/líquido não plana é o desenvolvimento de Células. São perturbações cujas amplitudes aumentam progressivamente à medida que as condições de crescimento afastam-se do valor crítico, que determina a instabilidade da interface, seja através de alterações da velocidade da interface ( $V$ ), do gradiente térmico no líquido ( $G_L$ ), do tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ), seja através da mudança do sistema metálico ( $m$ ,  $C_0$ ,  $K_0$ ). Além disto, há a ocorrência de acúmulo de soluto nas regiões adjacentes às perturbações, devido à rejeição lateral de soluto à medida que essas perturbações crescem, acentuando a diferença de velocidade de solidificação entre ambas.

Alguns autores [Flemings,1974; Kurz/Fisher,1984/1992] propõem, que essa transição morfológica tende a ocorrer quando as condições de solidificação são tais que a anisotropia do crescimento dos cristais passa a exercer influência sobre as suas direções, isto é, a direção de crescimento das dendritas é determinada pela direção de crescimento cristalograficamente mais favorável e, não pela direção do fluxo de calor como é o caso do crescimento celular. Nessas circunstâncias, são identificadas por dendritas primárias. A estrutura dendrítica pode caracterizar-se também pelo desenvolvimento de perturbações ao longo de seu eixo principais denominadas braços ou ramos secundários ou dendritas secundárias, provocadas, desta vez, pela instabilidade da interface entre o eixo principal da dendrita primária e o líquido adjacente. Se a distância entre os eixos principais for significativa, a mesma instabilidade pode ocorrer com os braços secundários ou dendritas secundárias e haver formação de braços ou ramos terciários ou dendritas terciárias.

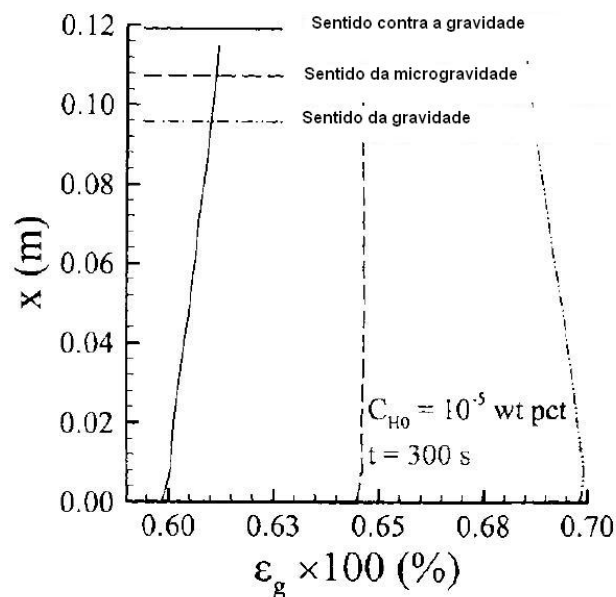
### 3.5.2 Aspectos tecnológicos da solidificação

Sob o ponto de vista tecnológico, as medidas dos espaçamentos interdendríticos primários (EDP ou  $\lambda_1$ ) e secundários (EDS ou  $\lambda_2$ ) têm apresentado grande significado, pois tem sido constatado que elas exercem influência sobre as propriedades mecânicas de

componentes fundidos e trabalhados mecanicamente [Flemings,1974; Kurz/Fisher,1984; Caldwell et al,1977].

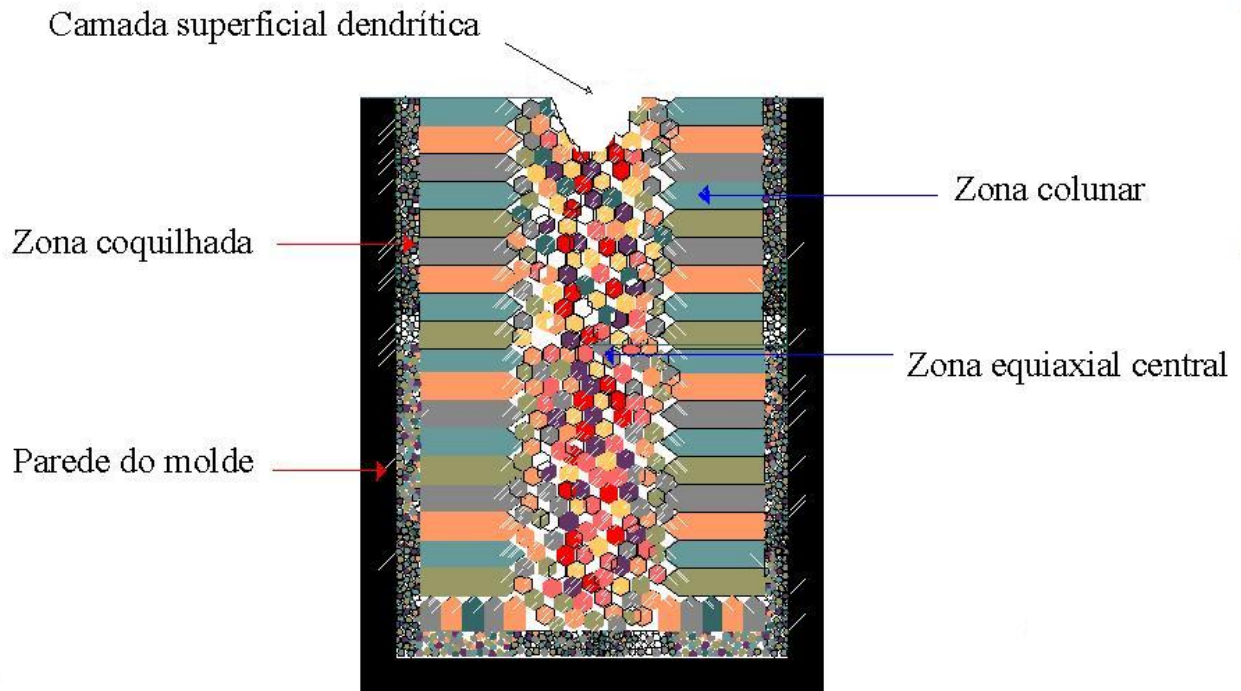
Boettinger et al [Boettinger 2000] mostra que a forma final da estrutura de solidificação depende das condições de resfriamento, da composição da liga e das fases resultantes. Estas fases das transformações, são funções da nucleação, do crescimento ou da combinação de ambas. Em relação às condições de solidificação, o elemento de base, a taxa de resfriamento depende dos parâmetros tais como: material do molde, a temperatura do metal líquido, meio de resfriamento e geometria da peça. Todos esses parâmetros são responsáveis pelo coeficiente de transferência de calor (h) [Spinelli 2004].

A direção de solidificação é outro fator importante para as microestruturas resultantes. Um dos principais defeitos de solidificação segundo Kuznetsov et al [Kuznetsov 2002], formação das microporosidades, é diretamente relacionado ao sentido de solidificação. Na fundição contra a gravidade, isto é, de baixo para cima, as microporosidades tendem a aumentar proporcionalmente com o tamanho da mínima altura metalostática. O comportamento contrário é observado na fundição no sentido da gravidade conforme a Figura 3.12.



**Figura 3.12: Distribuição das microporosidades em função da mínima altura metalostática [Kuznetsov 2001].**

Kurz et al [Kurz 2001] afirma que, geralmente, a solidificação conduz a dois tipos morfológicos característicos: colunar e equiaxial. Após estudar a macroestrutura de vários lingotes, Gandin [Gandin 2000] confirma o trabalho de Kurz, que as estruturas são distribuídas de uma forma bem característica sendo, uma primeira região periférica, em contato directo com o molde, denominada de zona coquilhada, formada de grãos equiaxiais de granulometria reduzida, seguida de uma região intermediária de grãos alongados na mesma direcção conhecida por grãos colunares e, por fim, uma região central de grãos equiaxiais de tamanho maior aos encontrados na periferia, e acrescenta a formação de 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 3.13.



**Figura 3.13: Esquema representando diferentes regiões macroestruturais comumente obtidas em seções longitudinais de lingotes fundidos.**

O tamanho de cada zona depende de uma série de fatores tais como: as propriedades termofísicas do material do molde, o coeficiente de transferência de calor metal/molde, a composição da liga e a temperatura de vazamento do metal líquido [QUARESMA 2000]. 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.

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 2001]. 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 em 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.

Analisando as curvas de resfriamento do seu trabalho mostrado na Figura 3.14, Gandin [Gandin 2000] mostrou que existe uma temperatura do equilíbrio onde há coexistência das fases líquida e sólida. Nesta faixa de temperatura, ele conseguiu ver a formação dos primeiros núcleos conforme mostra a Figura 3.15.

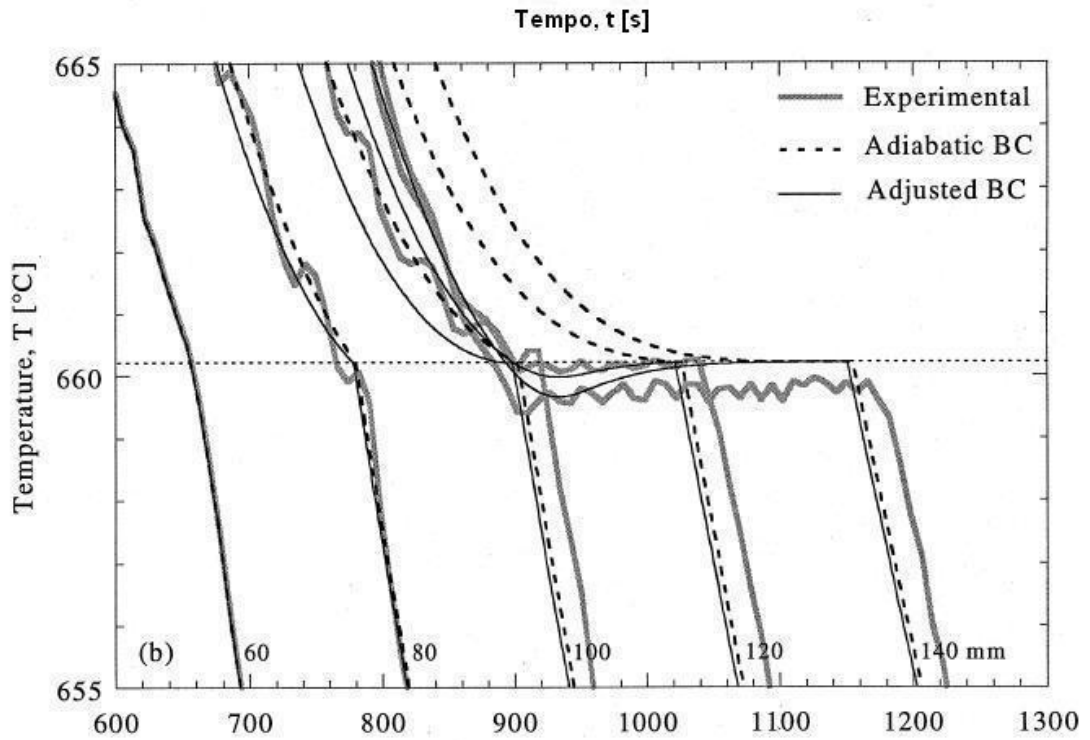


Figura 3.14: Simulação das curvas de resfriamento do Al [Gandin 2000].

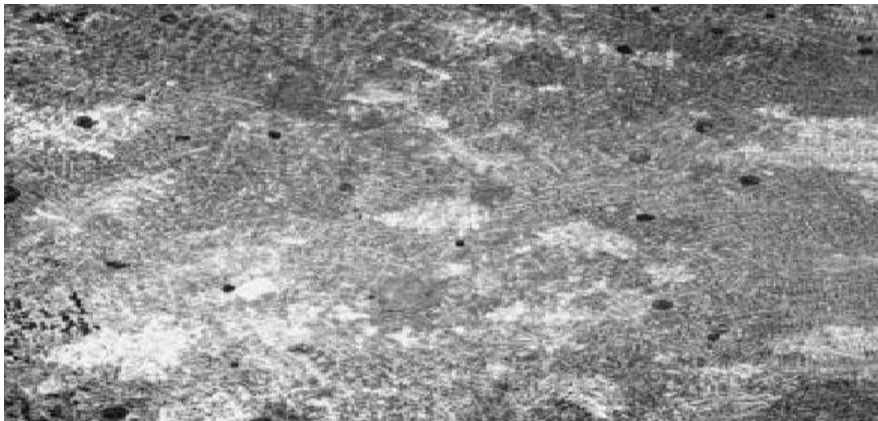


Figura 3.15: Formação dos primeiros núcleo no Al [Gandin 2000].



### **3.6 Fatores tecnológicos do processo de fundição.**

#### **3.6.1 Geração dos gases.**

O vapor de água, em contato com o banho libera oxigênio, que combinado-se com os constituintes do banho, forma os óxidos e hidrogênio, que se dissolve no banho. O vapor está inevitavelmente presente na atmosfera e no produto de combustão, porém também pode ser oriundo dos materiais carregados ou utensílios de fundição úmidos, o que representa descuido na operação.

Os óxidos que fazem parte dos gases, geralmente, são conseqüências de tratamento deficiente do banho. A presença de óxidos nas peças fundidas faz-se sentir de maneira directa na diminuição das propriedades mecânicas e da ductilidade. Em alguns casos, a estanqueidade de algumas ligas é seriamente afetada pelos óxidos presentes no metal sólido. De uma maneira indirecta, os óxidos influem na formação de vazios durante a solidificação do metal.

Os óxidos de elementos de liga ou impurezas, embora, com pontos de fusão mais altos e densidades mais baixas que o banho, não se separam de maneira satisfatória durante a fusão. A remoção destes gases é um fator importante no processo fundição das ligas. As variáveis que podem afetar o conteúdo de gás são:

1. Família da liga: nos latões C260 e C280, o Pb, não reage com os gases presentes, já o Sn, os diminui. Quanto mais se aumenta o zinco, mais aumenta o hidrogênio, que tende a deixar oxigênio da molécula de água sozinho.
2. Matérias de carga usada: o material de retorno pode ser refundido sem problemas de gases, desde que, se tenha um bom controle do fósforo residual e não deixar por muito tempo a sucata antes de reaproveitar, a fim de evitar-se que absorve umidade [Rowley 1984]. Contudo, Mahmudi et al [Mahmudi 1998] relata que o material de retorno misturado ou não com o lingote, não é tão eficaz na remoção do gás em comparação ao lingote puro.
3. Forno: o tipo de forno, o material do cadinho e a atmosfera do forno afectam directamente os gases na fundição. O forno de indução, por causa de sua acção magnética, resultará em baixos níveis de vapor de água e alto nível de oxigênio. No forno a óleo, é recomendado usar banho protetor, já que o ambiente é favorável a

formação de gases. Geralmente, os fornos a óleo contêm altos níveis de vapor de água, nos produtos de combustão, em contato com o metal fundido. A literatura, sugere que o revestimento interno do forno e o cadinho sejam de acordo com a liga a ser fundida. As matérias com altos níveis de carbono, por exemplo, ligas de bronzes alumínio, o oxigênio é baixo, com baixos níveis de carbono, o oxigênio é alto. Por isso, o cuidado nos materiais de revestimento e cadinho é importante para eliminação de gases [Rowley 1984].

4. Temperatura: altas temperaturas, apesar do aumento da fluidez [Santos 2001], a solubilidade de gás também aumenta. Além disso, a probabilidade de aparecer defeitos de rechupe tornam-se cada vez mais favorável. Mateso et al mostrou que maiores perdas de oxidação e o defeitos de acabamento nas peças fundidas são resultados de altas temperaturas de vazamento. Para evitar estes defeitos, deve-se vaziar sempre o metal numa temperatura não maior que necessária para preencher completamente o molde e num tempo mínimo para evitar a oxidação e dezincificação do metal [Mateso 2005].
5. Tempo de fusão: a taxa do superaquecimento deve ser minimizado para evitar estabelecimento de equilíbrio entre atmosfera do forno e o metal fundido, especialmente no caso do forno a óleo [Mateso 2005].
6. Banho Protetor: tem o objetivo de controlar a atmosfera da superfície do fundido e o proteger afim de não variar suas propriedades. O banho protetor pode retirar ou adicionar o gás do metal. Por isso o conhecimento do gás, contido no metal, permitirá saber se há necessidade do uso do banho. Caso positivo, deve-se escolher o apropriado. Cobertura de oxidação, como o oxido de cobre ou uma mistura de silicato com boro pode ser usado para remover o hidrogênio ou mantê-lo em níveis baixos. Coberturas naturais de vidro e areia seca de sílica formam uma barreira mecânica entre o metal e a atmosfera. Cobertura de redução (carvão vegetal, grafite) evita excessiva perda de oxidação, mas pode ser uma fonte de hidrogênio, caso contenham umidade ou aditivos de hidrocarbono [Bradaschie 1971].

7. Material do molde: todos os materiais do molde adicionam alguns gases para o metal. Contudo, se o conteúdo do gás inicial do metal for baixo, os materiais do molde comum produzirão peças dentro do padrão. O uso de massalotes produz solidificação direcional, que tem como um dos objetivos varrer todos os gases através do metal fundido. No caso de fundição em areia, um teor elevado de umidade favorece a formação de gás. Os canais também são importantes, já que a turbulência do metal adicionará gás ao metal [Mateso 2005].

### **3.6.2 Causas de defeitos na fabricação por fundição.**

Os defeitos de fundição ocorrem devidos a vários factores. As causas do defeito podem originar no próprio projeto de fundição (escolha do forno inadequado, o local da fusão, cálculo errado dos parâmetros) ou na solidificação da liga. Os principais defeitos de fundição são: formação de bolhas, desmoronamento ou quebra de molde, desencontro ou junta fria, erosão, gotas frias, inclusões não metalocós, rechupes, trincas a quente, preenchimento incompleto, variação da espessura parede, vazamento de moldes e penetração.

#### **3.6.2.1 Formação de bolhas**

São cavidades arredondadas, alongadas ou achatadas, produzidas pelo gás contido dentro do metal. Ocorrem, geralmente, no interior da massa fundida, ou, mais freqüentemente, na parte superior da peça. Geralmente, este defeito é causado por aprisionamento de ar, pela corrente de metal líquido, durante o vazamento no molde, geração de gás através de reação do metal líquido com o material do molde; reações químicas que ocorrem no metal líquido durante a solidificação, etc.

#### **3. 6.2.2 Desmoronamento ou Molde Quebrado**

Deve-se a falta de resistência do molde (areia). Este defeito pode ser causado por falta de compatibilidade do molde, areia seca, posicionamento inadequada do molde e, às vezes, por excesso de altura metalostática.

### **3. 6.2.3 Desencontro**

É observada na linha de divisão das peças, quando o molde bipartido não foi bem encaixado. Às vezes, o mau posicionamento dos machos promove este defeito.

### **3. 6.2.4 Erosão**

Ocorre devido à erosão do fluxo metálico sobre a areia. Normalmente, se dá em frente ao canal de entrada, ou onde haja estrangulamento do fluxo. Neste local, a areia arrastada da origem a um aumento da superfície e, no local onde a mesma se deposita, há uma depressão. Em ambos os casos essas porções apresentam-se ásperas ou rugosas.

### **3. 6.2.5 Gotas Frias**

São pequenas gotas de metal, formadas quando o metal líquido solidifica em contacto com uma camada de metal, previamente solidificado. Geralmente, são originárias de uma agitação ou ebulição no interior do molde que pode provocar a formação de gotas sólidas no contato com a parede fria do molde em pontos acima do nível instantâneo de metal líquido no molde. Algumas vezes podem ser causadas por um vazamento imperfeito.

### **3. 6.2.6 Inclusões Não-Metálicas**

São partículas não metálicas que, misturadas ao metal fundido durante o vazamento, ficam presas no interior ou superfície da massa metálica durante a solidificação. Quando as inclusões se localizam na superfície da peça fundida, separam-se facilmente durante a limpeza, e deixam apenas buracos nos locais que ocupavam. Podem ser de areia, usada durante o processo de moldagem, adições feitas no metal líquido e não perfeitamente dissolvidas ou ainda de escória arrastada ou formada durante o vazamento.

### **3. 6.2.7 Rechupes**

São depressões que aparecem, geralmente, nas partes superiores ou seções espessas da peça, resultantes da solidificação e contração do metal. Podem se apresentar sob a forma de uma única depressão de paredes ásperas ou múltiplas e pequenas cavidades (porosidades).

### **3. 6.2.8 Trincas a quente**

São fendas de coloração intensa, causadas pela ruptura do material ainda quente. Este defeito pode ocorrer devido a características do próprio metal (composição), machos com baixa colapsibilidade ou desmoldagem com metal muito quente.

### **3. 6.2.9 Peças incompletas ou emendadas**

As peças, se apresentam incompletas, quando o metal líquido não preenche totalmente a cavidade do molde. Em determinada região da peça pode ocorrer o encontro de dois fluxos de metal, que, a baixa temperatura, não se “soldam”, e ocasionam uma emenda. Geralmente, este defeito acontece por falta de pressão (altura metalostática), vazamento a temperatura a baixo do recomendado ou até por erro do projeto dos canais.

### **3. 6.2.10 Variação da espessura da parede**

Neste tipo de defeito devem-se verificar, inicialmente, as dimensões do modelo e das caixas de macho, a fim de se certificar que não estejam a necessitar de correção.

### **3. 6.2.11 Vazamento de moldes**

É o que ocorre quando, durante ou logo após o vazamento, o metal escorre para fora do molde, pela linha de fechamento, ou arromba suas paredes. Mau contato dos moldes, ou excessiva pressão interna do metal provoca também este tipo de falha.

### **3. 6.2.12 Penetração**

É um defeito que deixa a superfície da peça áspera, mostrando que o metal líquido preencheu as cavidades intergranulares da areia.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho foi dividido em duas etapas, sendo:

1. Moldagem em areia: Nessa etapa foram realizadas análises e testes de areia e, na seqüência, projeto e seleção de molde. A primeira etapa contou com o apoio da empresa Nautiluz Metais, Indústria e comércio Limitado, empresa voltada à fabricação de peças artísticas de latão, responsável pelo fornecimento do material utilizado neste trabalho (areia e liga).
2. Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas. A segunda etapa foi baseada na determinação da relação entre os parâmetros do processo, como: gradiente térmico, taxa de resfriamento e velocidade da interface sólido/líquido, e os respectivos parâmetros morfológicos do fundido, como: tamanhos de grão e Espaçamentos Dendríticos Secundários (**EDS**). Os resultados foram comparados com parâmetros mecânicos, como: limites de resistência à tração ( $\sigma_u$ ) e a dureza Brinell (**HRB**). Todos os ensaios mecânicos e metalúrgicos foram realizados dentro do Laboratório de Fundição do Centro de Tecnologia de Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LAFUN/UFRGS).

### 4.1 Moldagem em Areia

#### 4.1.1 Testes e análise da areia

A areia usada na confecção dos moldes foi composta de areia nova, areia do circuito, bentonita (argila) e água. As proporções de cada elemento estão presentes na tabela 4.1.

**Tabela 4. 1: Composição da mistura de areia.**

| Componentes             | Areia do circuito (A.C) | Areia nova  | Bentonita | Água |
|-------------------------|-------------------------|-------------|-----------|------|
| <b>Quantidades (kg)</b> | 140 (18 pás)            | 9 (1,5 pás) | 3,5       | 1    |
|                         |                         | 6,5 % A.C   | 2,5 % A.C |      |

Dentro do misturador de areia foi adicionada a bentonita, que compõe a base da mistura e água, que atua quimicamente no processo de hidratação, conforme mostra a Figura 4.1.

**Figura 4.1: Misturadores de Areia.**

A quantidade de água a ser acrescida à mistura, depende de vários parâmetros, principalmente os ambientais, como: temperatura do meio ambiente, umidade do ar e o estado de degradação da areia. Por isso, a quantidade a ser acrescida foi definida no momento em que a mistura foi efetuada. A adição de bentonita na areia, proporciona uma homogeneização rápida, devendo-se isto, ao envolvimento dos grãos da areia nova, à integração da bentonita através da mistura, e ao amassamento da areia, a alta velocidade.

Foram realizados testes de permeabilidade, umidade, compactabilidade, resistência à compressão a verde, resistência à tração a verde e determinação da argila ativa da areia obtida na mistura. Estes testes permitiram avaliar as condições da areia de trabalho.

Todos os testes foram realizados segundo as normas recomendados pela ABIFA, apresentados na tabela 4.2. A Figura 4.2 mostra alguns dos equipamentos do Laboratório de Fundação da UFRGS, que foram usados para estes testes e os corpos de prova.



Tabela 4.2: Normas de ABIFA para areia padrão para ensaios em fundição [3].

| <i>Normas</i> | <i>Objetivos</i>                     |
|---------------|--------------------------------------|
| CEMP E – 105  | Teor de umidade, teor de argila AFS. |
| CEMP E – 065  | Compactabilidade                     |
| CEMP E – 068  | Bentonita                            |
| CEMP E – 066  | Resistência à compressão à verde     |
| CEMP E – 080  | Permeabilidade                       |
| CEMP E – 081  | Granulometria                        |



(a)



(b)



(c)



(d)



(e)

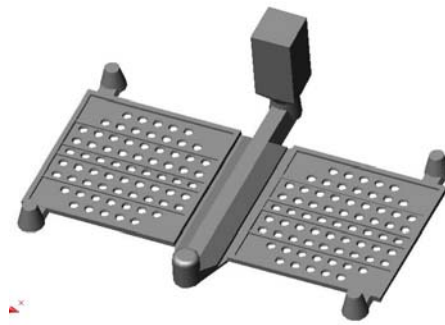


(f)

**Figura 4.2: Equipamentos utilizados para o controle de qualidade da areia utilizada neste trabalho. Máquina usada para: (a) tração úmido a quente, (b) teste de permeabilidade, (c) confecção dos corpos de prova e teste de compactabilidade, (d) teste de umidade, (e) teste de compressão a verde e (f) corpos de provas usados nos diferentes ensaios.**

### 4.1.2 Projeto e seleção de molde

A parte tecnológica foi realizada junto à empresa Nautiluz, Ltda. Foi escolhida, entre as várias peças fundidas existentes na empresa, uma peça delgada de geometria complexa, que apresentava problemas de fabricação (tecnológicos), tais como: preenchimento incompleto da cavidade do molde, consumo excessivo de material, e regiões de superaquecimento proporcionando defeitos de dezincificação, porosidades, inclusões de areia e escória. O modelo da peça de referência é mostrado na Figura 4.3.(a). Objetivou-se melhorar a qualidade da peça reduzindo os problemas pós-fusão que apareceram na rebarbação ou na galvanização (corrosão) e aperfeiçoar o sistema de produção. A peça é uma grade hidráulica, fabricada em latão 60/40, em média produção (600 peças/mês) e que sofre processo de cromagem. A peça deveria ser resistente a corrosão e possuir uma certa resistência mecânica.



**Figura 4.3: Modelo do ralo (grade hidráulica).**

O novo projeto do molde teve como objetivo reduzir ao máximo possível os problemas citados acima e melhorar o processo de produção. Assim, foram reduzidos os canais de distribuição e ataques.

Objetivando a otimização da produção, calculou-se e projetou-se um molde vertical que pudesse ser moldado rapidamente e empilhado em conjunto, formando um molde seqüencial. No cálculo dos canais e massalotes, foram utilizadas as principais equações encontradas na literatura, propostas por Garnivet [Garnivet 1987], conforme expressões a seguir e parâmetros representados na Figura 4.4:

$$Sd = 2,26 \times V / T \times B / \sqrt{H} ;$$

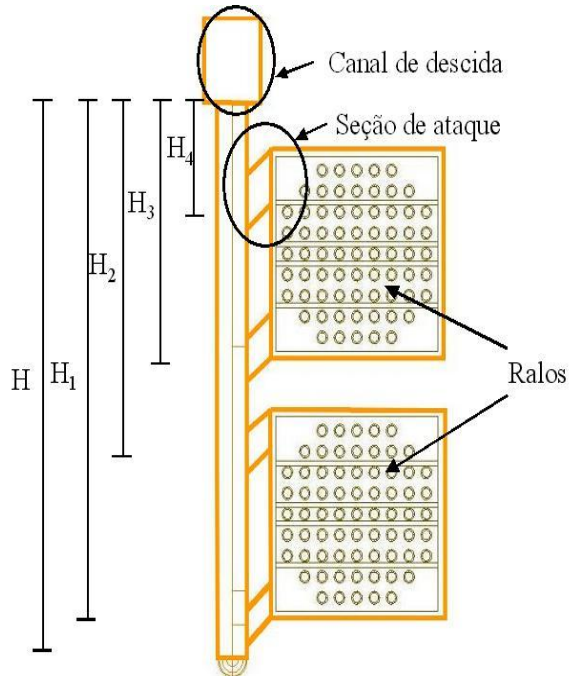
Ao nível 1  $Sa_1 = Sd / 2n$ ;

Ao nível 2  $Sa_2 = Sa_1 \sqrt{H_1 / H_2}$  ;

Ao nível n  $Sa_n = Sa_1 \sqrt{H_1 / H_n}$  ,

Onde:

- $Sd$  é o canal de descida [ $\text{mm}^2$ ];
- $V$  é o volume total a ser preenchido em [ $\text{cm}^3$ ];
- $T$  é tempo de preenchimento em [s];
- $B$  é coeficiente de vazão;
- $H$  é altura metalostática em [cm];
- $S_a$  é secção de ataque [ $\text{mm}^2$ ];
- $H_1$  é altura da secção de ataque 1 em [cm];
- $H_n$  é altura da secção de ataque n em [cm].
- $n$  é número de canais de ataque usados.



**Figura 4.4: Esquema representando o molde vertical.**

Com as medidas obtidas, desenhou-se no programa AUTOCAD, as formas geométricas dos moldes, conforme mostra a Figura 4.5, e foram realizadas simulações numéricas, através do software computacional de uso acadêmico SOLID CAST, objetivando a escolha da melhor configuração. Foram usadas as propriedades da liga encontrada na literatura para realizar as simulações (Tabelas 4.3 e 4.4).

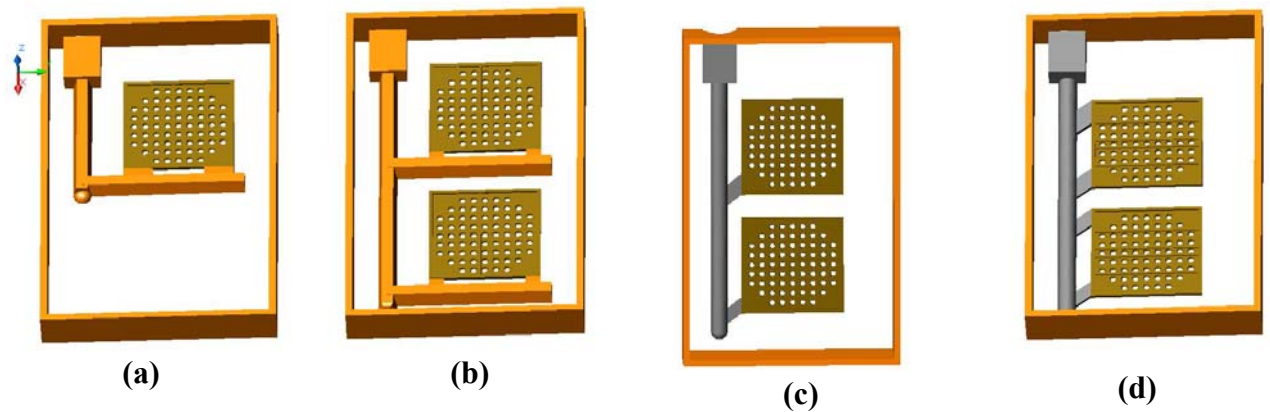
**Tabela 4.3: Propriedades Termofísicas do latão 60/40 [Metals 1973].**

| <i>Propriedades Termofísicas</i> | <i>Valores</i> | <i>Unidades</i>   |
|----------------------------------|----------------|-------------------|
| Condutividade Térmica            | 87,864         | W/m.K             |
| Calor Específico                 | 376,56         | J/kg.K            |
| Densidade                        | 8441,486       | kg/m <sup>3</sup> |
| Temperatura Solidus              | 926,667        | °C                |
| Temperatura Liquidus             | 940,556        | °C                |
| Calor Latente de Fusão           | 197574         | J/kg              |
| Temperatura de vazamento         | 1130           | °C                |

**Tabela 4.4: Propriedades do material de areia [Benchika 2001].**

| <i>Propriedades Termofísicas</i> | <i>Valores</i> | <i>Unidades</i>   |
|----------------------------------|----------------|-------------------|
| Condutividade Térmica            | 0,59           | W/m.K             |
| Calor Específico                 | 1075,288       | J/kg.K            |
| Densidade                        | 1521,71        | kg/m <sup>3</sup> |
| Temperatura inicial do molde     | 25             | °C                |
| Temperatura ambiente             | 25             | °C                |

A simulação permitiu obter alguns dados preliminares, tais como: o tempo teórico de preenchimento, a primeira zona a solidificar, a evolução da solidificação e as últimas zonas líquidas. Ela serviu também, para aperfeiçoar os canais e, principalmente, posicionar melhor os massalotes.



**Figura 4.5: Diferentes configurações dos moldes: (a) modelo 1, (b) modelo 2, (c) modelo 3 e (d) modelo 4.**

Após a obtenção das respectivas medidas, foram confeccionados modelos dos canais em madeira, e montados junto com o modelo da peça. O conjunto do sistema de moldagem foi montado sobre uma máquina de moldar, com a parte inferior adaptada para receber a placa do modelo da peça com os canais. A parte superior da máquina de moldar foi modificada com uma chapa de aço 1020, com a superfície e formato igual ao da parte superior interna das caixas de moldagem, conforme mostra a Figura 4.6. Objetivou-se a aplicação de uma pressão uniforme sobre todo o molde.

Foram realizados testes experimentais com diferentes configurações dos moldes verticais. Um acrílico foi usado como parede do molde, desta forma, foi possível visualizar o escoamento e o fluxo do fluido. O metal líquido foi substituído pelo óleo mineral, apresentando viscosidade similar a temperatura ambiente, com o metal líquido quente. As seqüências das imagens obtidas são apresentadas no apêndice I.

#### 4.1.3 Confeção do molde

Os materiais usados na preparação do molde, apresentados na Figura 4.6, foram:

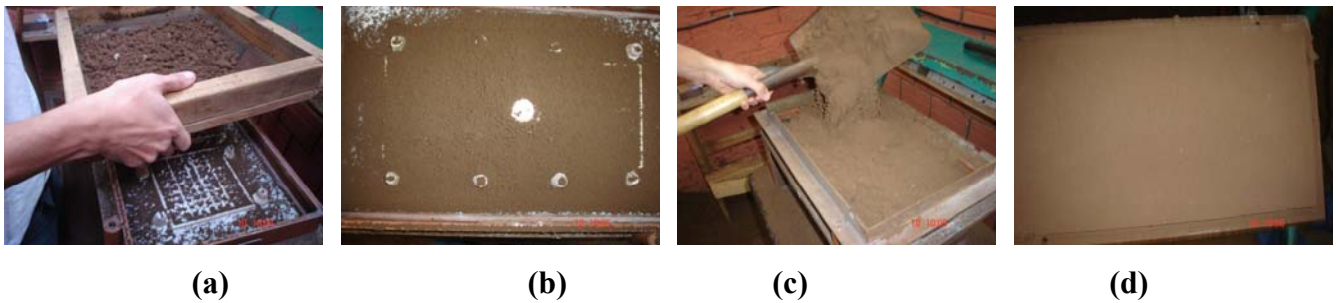
1. Balde medidor de areia;
2. Nivelador de areia;
3. Placa de acrílico com modelo dos ralos mais os canais;
4. Placa de acrílico com modelo de madeira do canal de descida;
5. Placa de madeira para compactar areia no molde;
6. Total de 24 caixas de moldar;
7. Base metálica para apoiar os moldes;

8. Máquina de moldar (prensa pneumática);
9. Lubrificante Separol;
10. Ar comprimido.



**Figura 4.6: Conjunto de materiais usados na moldagem.**

A confecção do molde começou pela mistura e retirada da areia do misturador, onde uma parte foi peneirada para ser utilizada como areia de faceamento. Com o modelo e os canais montados na máquina de moldar, a confecção do molde está pronta para o preenchimento do modelo dentro da caixa de moldagem com areia de faceamento conforme a Figura 4.7 (a).



**Figura 4.7: Seqüência de preenchimento de areia: (a) início de preenchimento do modelo, (b) modelo coberto com areia de faceamento, (c) preenchimento da caixa de moldagem com areia de enchimento e (d) molde pronto.**

Após cobrir o modelo, com areia de faceamento, esquematizado na Figura 4.7 (b), a montagem do molde continuou com adição de areia de enchimento (Figura 4.7 (c)). A Figura 4.7 (d) mostra o molde completo. O conjunto caixa, areia, modelo e canais receberam uma pressão de 7 MPa.

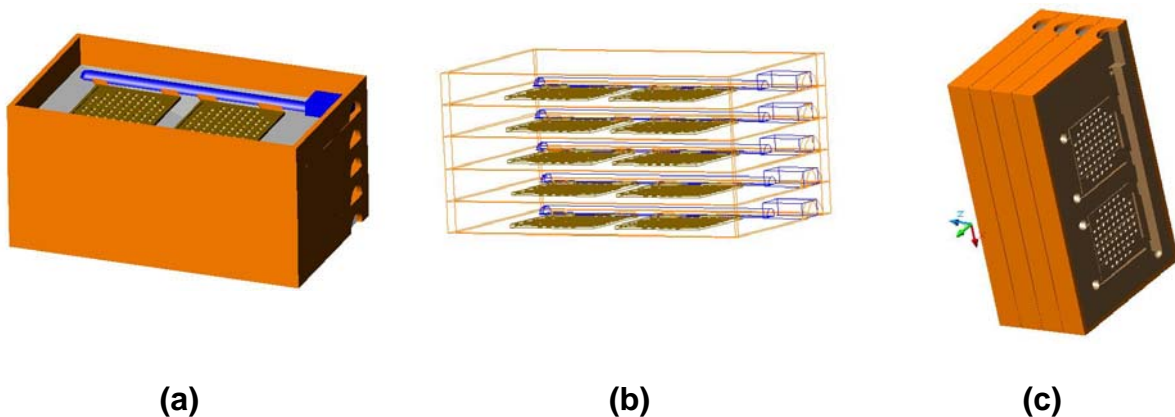


**Figura 4.8: Compactação do molde.**

A Figura 4.8 mostra a compactação do molde, em que ele recebe uma pressão suficiente para adquirir a resistência necessária. A moldagem foi realizada seguindo o seguinte procedimento:

1. Montagem da placa de acrílico sobre a base da prensa;
2. Ajuste do encaixe do canal de descida com o orifício da placa superior de compactação;
3. Moldagem do molde que serviu de base (molde do fundo);
4. Preparação dos moldes dos ralos;
5. Moldagem dos moldes do canal de descida (moldes superiores);

Depois de terem sido retirados da máquina de moldagem, os moldes foram montados na seqüência ilustrada na Figura 4.9..



**Figura 4.9: Conjunto de moldes de areia formando o molde seqüencial vertical: (a) moldes empilhados uns sobre outros, (b) vistas interna do conjunto e (c) posição final do molde para o vazamento.**

Os moldes foram empilhados conforme a Figura 4.9 (a) e (b), onde pode-se observar o interior dos moldes, e sem alinhamento e, uns acima dos outros. Este conjunto foi chamado de molde seqüencial vertical. Uma vez pronto o molde seqüencial, ele foi virado de maneira a obter-se a maior altura metalostática possível, ou seja, pressão necessária para posterior sucesso no vazamento. A posição final do molde seqüencial esta mostrada na Figura 4.9 (c). Foram fabricadas duas guias, ambas com pontas roscadas para montar e fixar a caixa, a fim de impedir vazamento lateral entre os moldes.

A relação entre o peso das peças obtidas mais o conjunto do sistema de canais e dos massalotes, serviu de base para o calculo de retorno a ser utilizado como sucata. Foram realizadas análises químicas e metalográficas e relacionado à influência que estas sucatas geram na qualidade final da peça. Observou-se que os defeitos das peças são diretamente proporcionais a quantidades de materiais de retorno.

Numa segunda fase, objetivando sempre a otimização na produção e melhoria na peça, após cálculos e análises, mudou-se a geometria dos moldes, principalmente, o formato do molde seqüencial vertical.

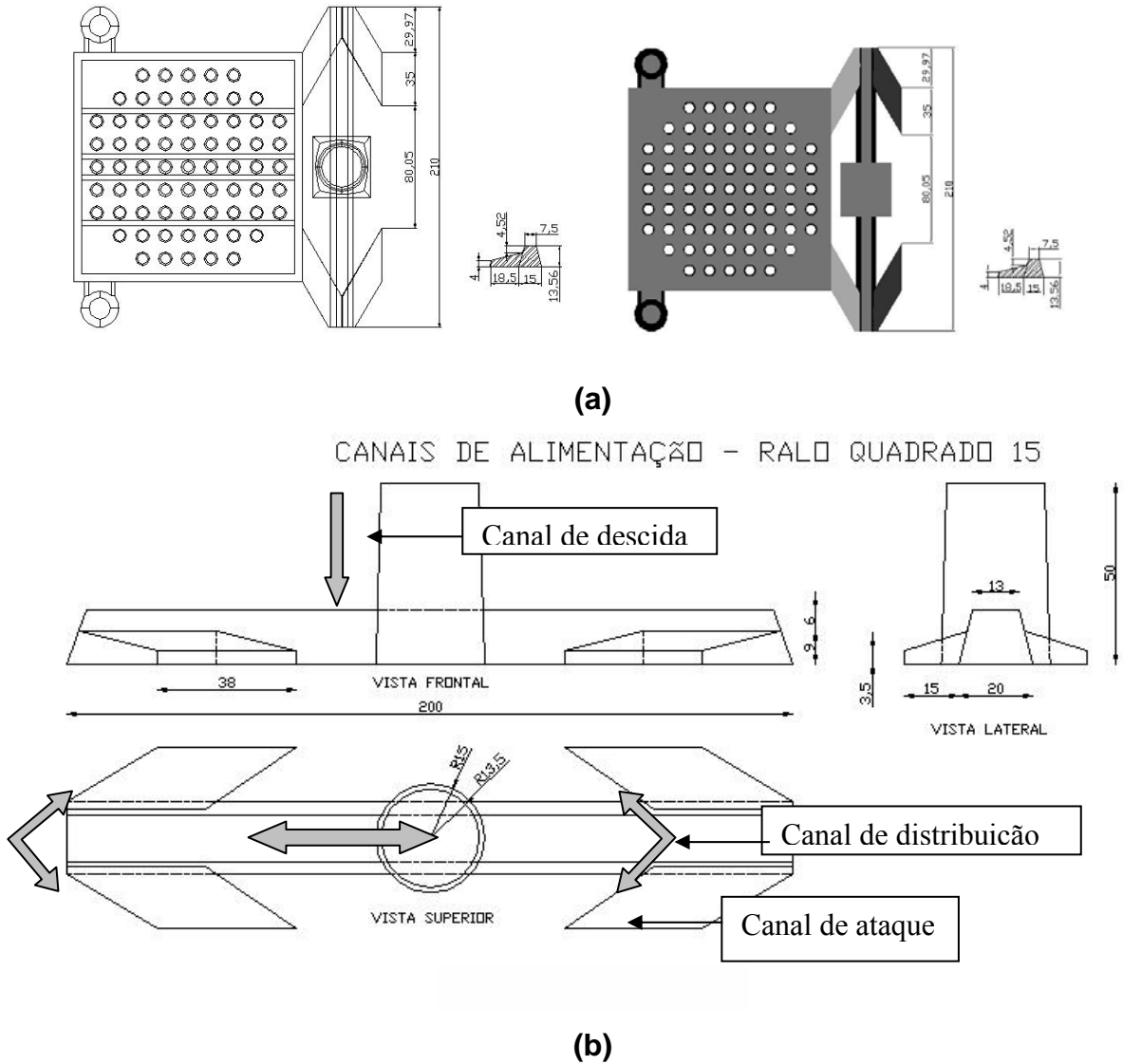
Projetou-se o molde seqüencial horizontal, usando as mesmas equações e a mesma hipótese do molde seqüencial vertical (condições de contorno). A quantidade de metal que passou pelo canal de descida, teve vazão suficiente para garantir o preenchimento completo da peça. Os canais de alimentação foram dimensionados de forma que as áreas de choque tivessem dimensões apropriadas, resultando em uma vazão contínua, de modo que não ocorressem problemas de falta de preenchimento e turbulência por estrangulamento. A Figura 4.10 mostra o esquema da nova configuração do sistema.

$$\text{Área de choque canal de descida} = A_1 = 706,8 \text{ mm}^2$$

$$\text{Área de choque canal de distribuição} = 2 \times A_2 (262,5 \text{ mm}^2) = 525 \text{ mm}^2$$

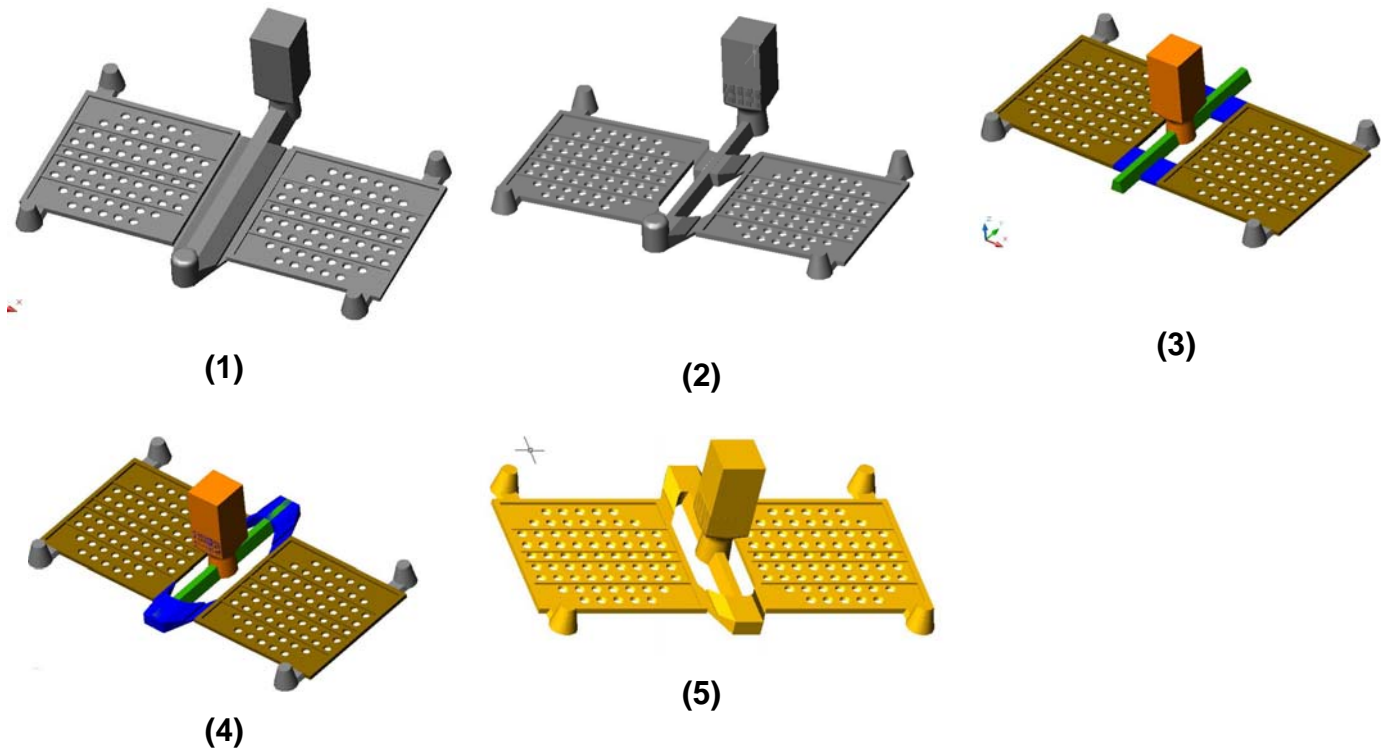
$$\text{Área de choque canais de ataque} = 4 \times A_3 (133 \text{ mm}^2) = 532 \text{ mm}^2$$



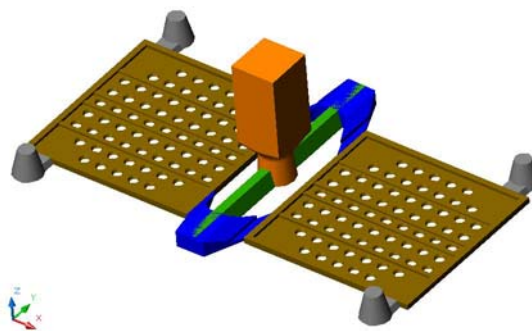


**Figura 4.10: Esquema das dimensões dos canais do modelo para molde horizontal – Sistema de canais de alimentação para dois ralos quadrados. As setas representam o sentido do fluxo de metal pelos canais.**

Foram realizadas simulações de preenchimento e de solidificação dos modelos apresentados na Figura 4.11 com o programa Solidcast e os dados obtidos permitiram uma melhoria no sistema de alimentação. O modelo final, que serviu para a confecção do molde tem a geometria da Figura 4.12.



**Figura 4.11: Diferentes configurações do molde horizontal: (1) canais de ataque com largura comprida, (2) redução da largura dos canais de distribuição e canais de ataque de “v”, (3) canal de descida posicionado no meio do canal de distribuição e canal de ataque plano, (4) canais de ataque em “V” invertido e diferença de planos entre o canal de distribuição e o canal de ataque e (e) igual a (5) com canais de distribuição e ataque no mesmo plano.**

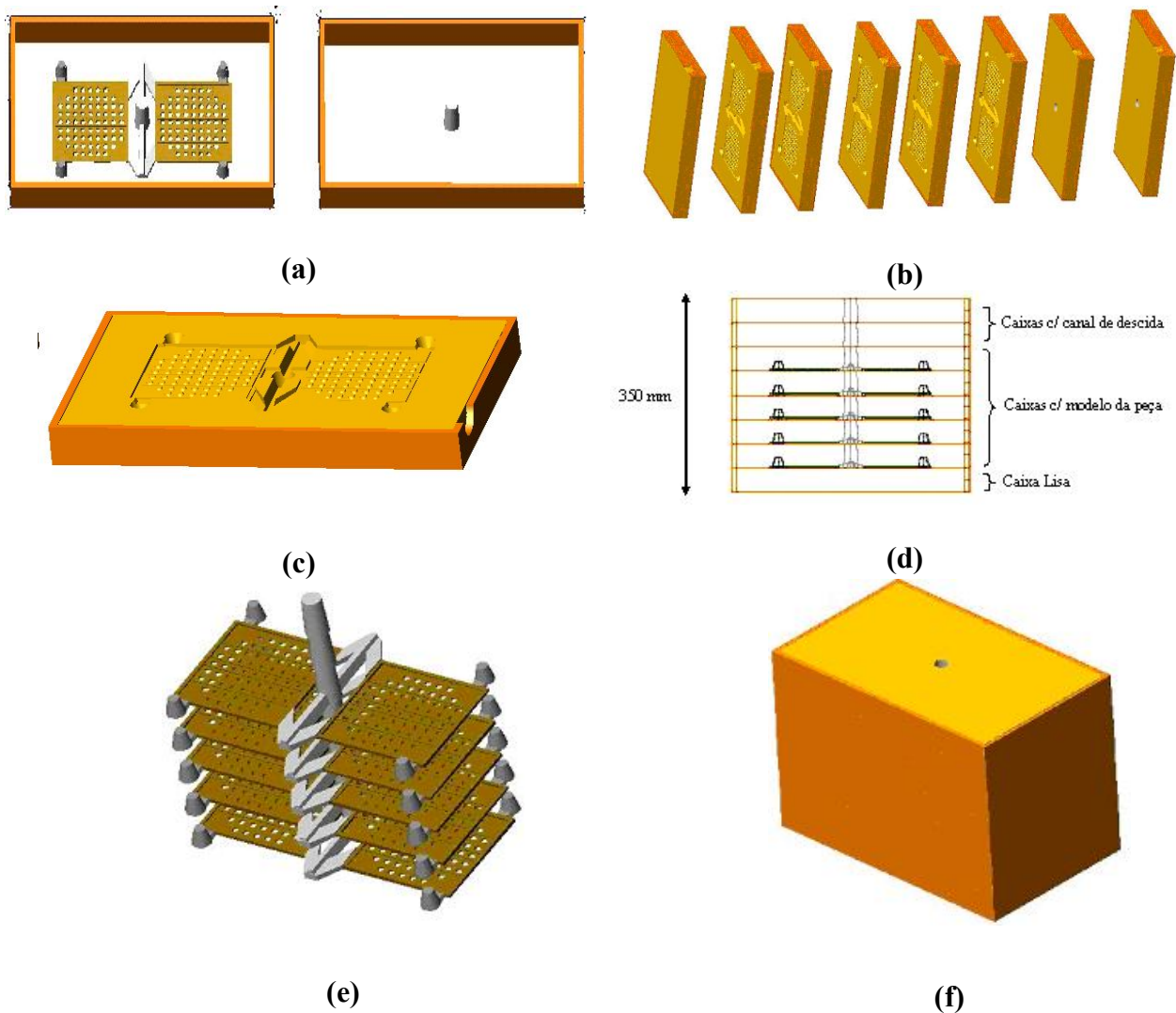


**Figura 4.12: Modelo para confecção do molde horizontal.**

A montagem para o sistema seqüencial foi feita de maneira semelhante ao do sistema vertical, com a vantagem que neste caso, não foi preciso uma cintura à volta dos moldes.

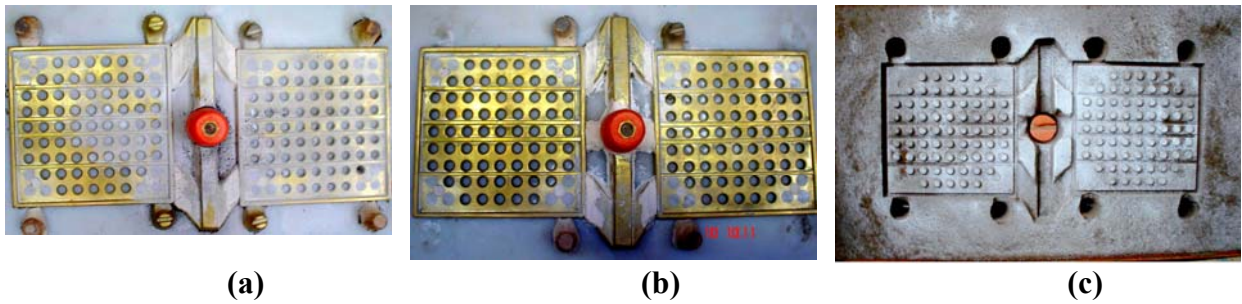
Após serem montados, um sobre outro, era colocado apenas peso em cima do conjunto, a fim de fazer um contra peso com a pressão que o metal líquido, junto ao gás, exerce sobre as paredes do molde (Figura 4.15).

A Figura 4.13 (a) mostra o modelo, dentro da caixa de moldagem, pronto para produzir um molde. Na Figura 4.13 (b) tem-se a seqüência de como os moldes foram montados. Para garantir a pressão suficiente, por exemplo, uma altura metalostática mínima superior a 20% do tamanho do canal de distribuição, pôs-se dois moldes complementares no topo do conjunto e um molde cheio na base do conjunto para servir de fundo.

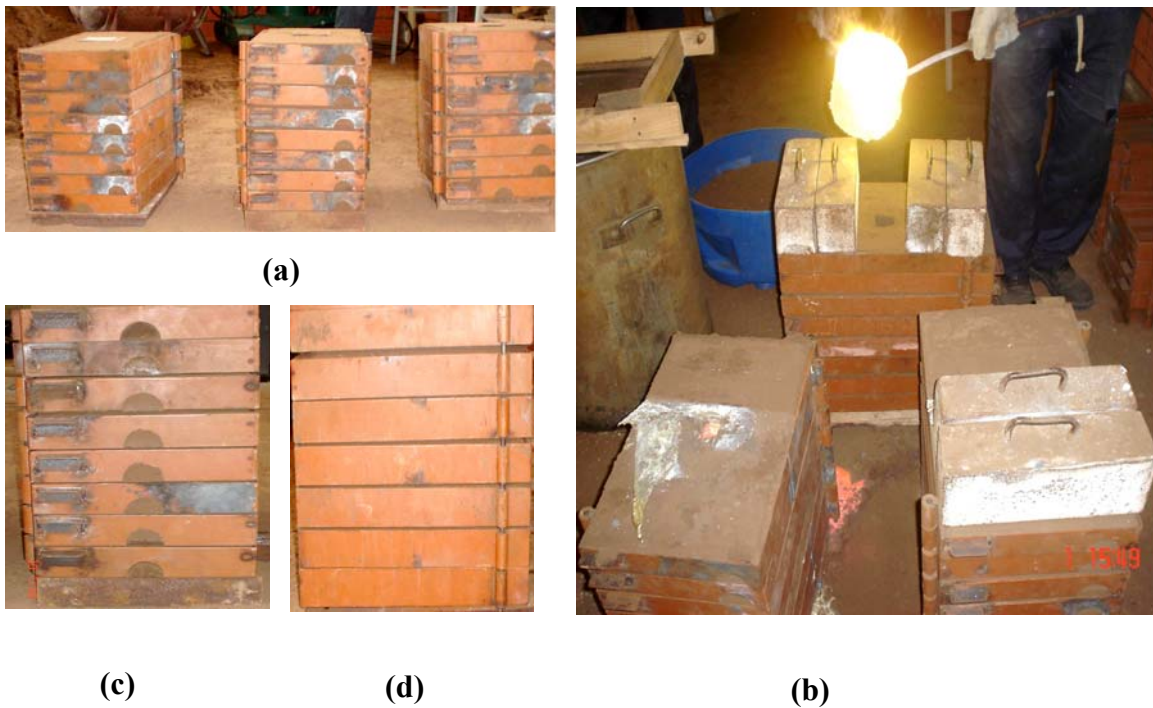


**Figura 4.13: Molde seqüencial horizontal: (a) vista vertical da caixa de moldagem com o modelo, (b) vista expandida do molde seqüencial, (c) molde de areia dentro da caixa, (d) vista frontal do conjunto, (e) peças obtidas (f) conjunto montado.**

Este sistema seqüencial foi experimentado com vários posicionamentos de massalotes, conforme Figura 4.14.



**Figura 4.14: Diferentes posições dos massalotes: (a) quatro massalotes em cada peça, (b) dois massalotes por peça e (c) cavidade do molde horizontal.**



**Figura 4.15: Moldes seqüenciais horizontal: (a) pronto para vazamento, (b) durante o vazamento no 2º plano e após no 1º, (c) e (d) detalhes do encaixe dos moldes.**

#### 4.1.4 Fusão

Foi utilizado o forno a indução, com canal, mostrado na Figura 4.16. A temperatura de fusão da liga de latão utilizada ocorre torno de 980 °C ( $T_L$ ). Para os testes de vazamento foi utilizado um superaquecimento de 150 °C. O superaquecimento foi estimado, após a verificação na prática com termopares durante vários vazamentos, que a diferença média de temperatura, no canal de descida, e nos massalotes variava de 90 a 120 °C.



**Figura 4.16: Forno de Indução [Nautiluz] <sup>1</sup>.**

Procurou-se não passar de 150° C a temperatura do superaquecimento, segurando a fusão do metal na composição requerida, evitando dezincificação, impurezas, óxidos e gases e com o mínimo de perda de energia. A finalidade de abaixar a temperatura do superaquecimento é que o metal vazado a uma temperatura muito elevada provoca muitos defeitos na peça e diminui a sua resistência mecânica (Bradaschia, 1974, p.II. 9). Durante diferentes testes, foi vazado o metal nas temperaturas de 1060, 1080, 1100 e 1130 °C, respectivamente, objetivando a temperatura de vazamento que proporciona menos defeitos. È apresentado na tabela 4.4 a composição da carga usada em cada corrida.

**Tabela 4.4: Composição da carga.**

| <i>Tipos de carga</i> | <i>%</i> |
|-----------------------|----------|
| Carga Nova            | 70       |
| Canais e massalotes   | 30       |

<sup>1</sup> Empresa Nautiluz Metais, Ind. e com. Ltda.

#### 4.1.5 Vazamento

Foi feito o vazamento com um cadinho previamente aquecido. Antes de mergulhar o mesmo dentro do forno, foi retirada a escória, que forma uma camada cobertor no formo. Procurou-se manter o fluxo do metal líquido contínuo a cada molde durante o vazamento, evitando assim, o defeito de junta fria, comum em peças delgadas e proporcionando deslocamento das impurezas arrastadas pelos massalotes.

### 4.2 Caracterização das Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas

#### 4.2.1 Material experimental de uso comum

Foram usados para a caracterização das propriedades mecânicas e metalográficas os seguintes equipamentos e acessórios:

**Forno de indução:** temperatura máxima 1600 °C, com sistema de refrigeração e interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura.

**Durômetro:** corpo monobloco de ferro fundido, fuso com proteção telescópica, elementos de contato de Epóxi, distância máxima do prato até o penetrador: 185 mm, distância do eixo do fuso até o corpo: 150 mm, dimensões externas com altura 600 mm, profundidade 500 mm, largura 150 mm, peso aproximado 75 kg.

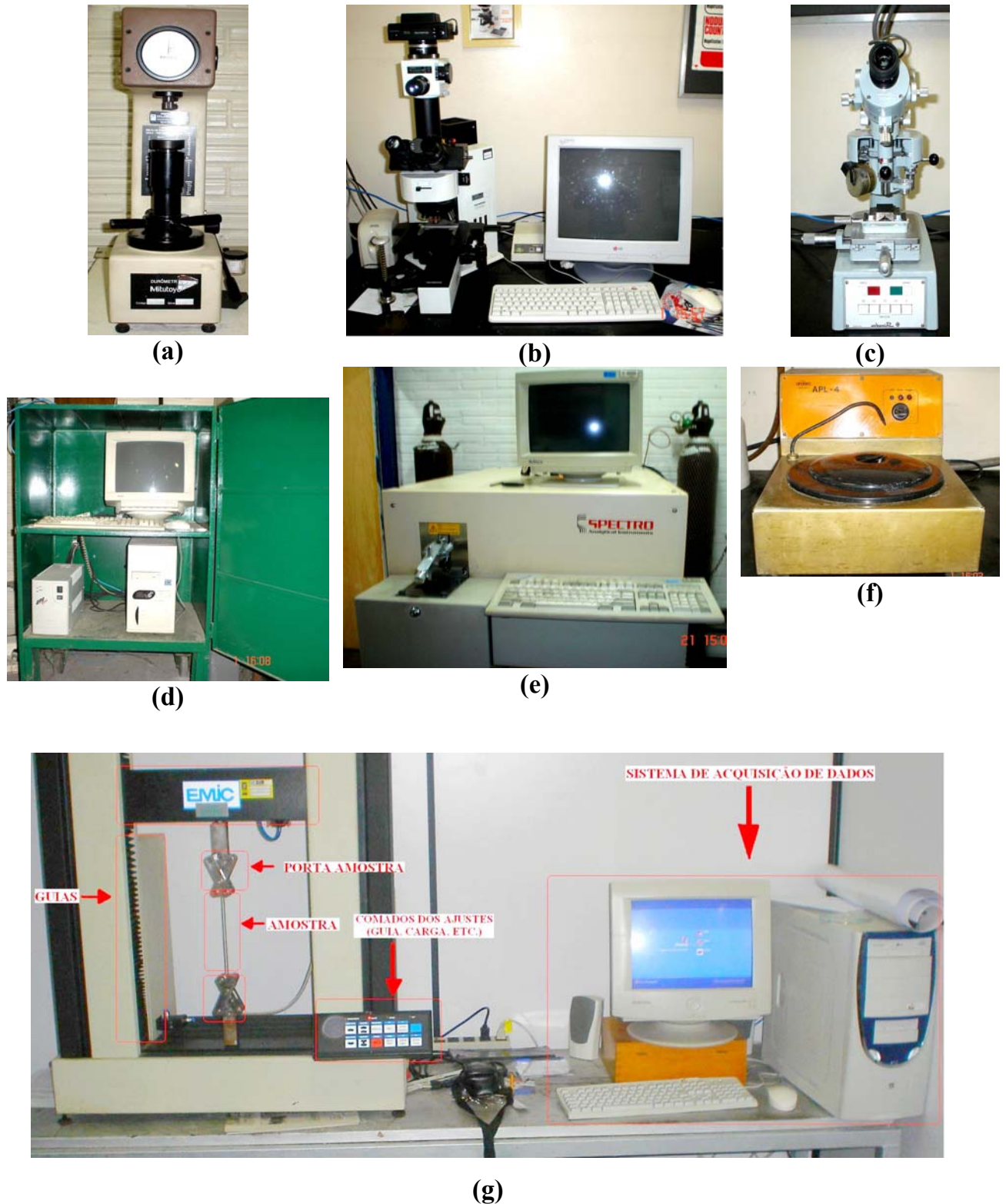
**Microdurômetro:** carga mínima de 15 gf com dureza de 0,695 HV a 9625 HV, e carga máxima 1000 gf com dureza de 46,36 HV a 9889 HV.

**Microscópio Ótico:** Olympus BX 60M e Leica DMR, com campo claro e escuro, luz polarizada, DIC, aumento 25X - 1000X, câmeras de fotografia, conectados a um sistema de aquisição e processamento de imagens.

**Politriz APL – 4:** duas velocidades angulares de 1740 e 840 rpm com 60 Hz de frequência.

**Máquina universal de ensaios:** máquina Universal de Ensaio, modelo: DL500, microprocessada, Capacidade: 500 kgf (5 kN), Faixa de Velocidades: 0,01 a 1000 mm/min, Classe de Medição de Força: Classe 1 segundo a Norma NM ISO7500-1.

**Espectrômetro de Emissão Ótica:** marca Spectrolab LAVMB08B



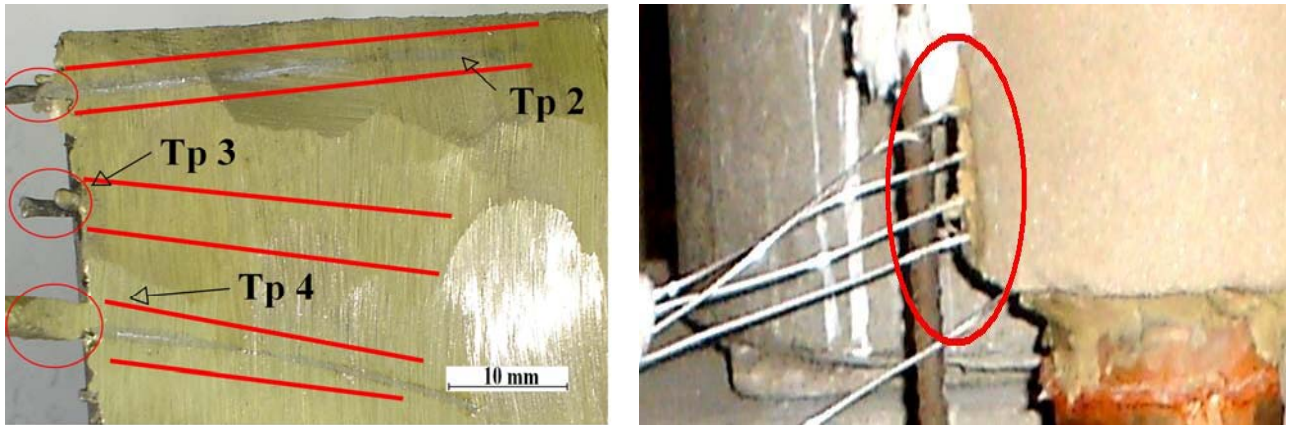
**Figura 4.18: (a) durômetro, (b) microscópio Ótico, (c) microdurômetro, (d) sistema de aquisição de dados, (e) politriz, (f) espectro e (g) máquina de ensaio de tração universal acoplado ao computador para captação de dados.**

- **Termopares:** os tipos de termopares usados são tipos: Chromel (+) - Alumel (-), identificados por letras segundo I.S. A (Instrument Society of America) e adaptado como padrão americano na ANSI C96 - 1964.
- **Cabos de extensão (flexíveis)** com isolamento em borracha, do tipo K (Alumel - Cromel), com dois metros de comprimento cada;
- **Terminais de ligação do tipo Conector Rápido Baquelite;**
- **A placa de conversão analógico/digital (A/D)** inserida no sistema de aquisição de dados foi do tipo LYNEX CAD 12/36, 12 bits, 16 canais e taxa de aquisição de 60 leituras/s por canal;
- **O microcomputador:** empregado para armazenamento das informações;
- **SAD 32:** para leitura dos dados foi utilizado o software de transformação gráfica SAD 32 (Sistema de Aquisição de Dados) desenvolvido pelo Departamento de Engenharia Mecânica da UFRGS;
- **Suporte de aço:** serviu de base para o conjunto base/molde no vazamento.
- **Espátula de aço inoxidável:** revestida com suspensão à base de alumina, para retirada da camada de óxido formada na superfície livre do banho, momentos antes do vazamento;
- **Haste metálica:** utilizada para bascular o forno no momento de vazamento;
- **Garra metálica:** utilizada para introduzir e/ou retirar os corpos de prova dentro do forno elétrico, durante o tratamento térmico;
- **Mangueira AFA Calor:** utilizada no sistema de refrigeração da base;
- **Braçadeira Inca:** Utilizada para prender a mangueira na entrada e saída da base arrefecida;
- **Balança Urano:** modelo UDI 25000/5 com capacidade máxima de 25 kg, divisão de 5g. Foi usada para pesar areia na confecção dos moldes e;
- **Balança Marte:** modelo 1S200 com capacidade máxima de 5 kg. Foi usada para pesar as resinas e o catalisador na confecção dos moldes.

#### 4.2.2. Análise Térmica

Foi realizada a análise térmica no lingote fundido, objetivando a obtenção da temperatura de transformação e parâmetros de solidificação. Observa-se na Figura 4.19 os termopares usados no experimento.





**Figura 4.19:** Corte lateral do lingote onde Tp2, Tp3 e Tp4 assinalam a posição dos termopares no lingote.

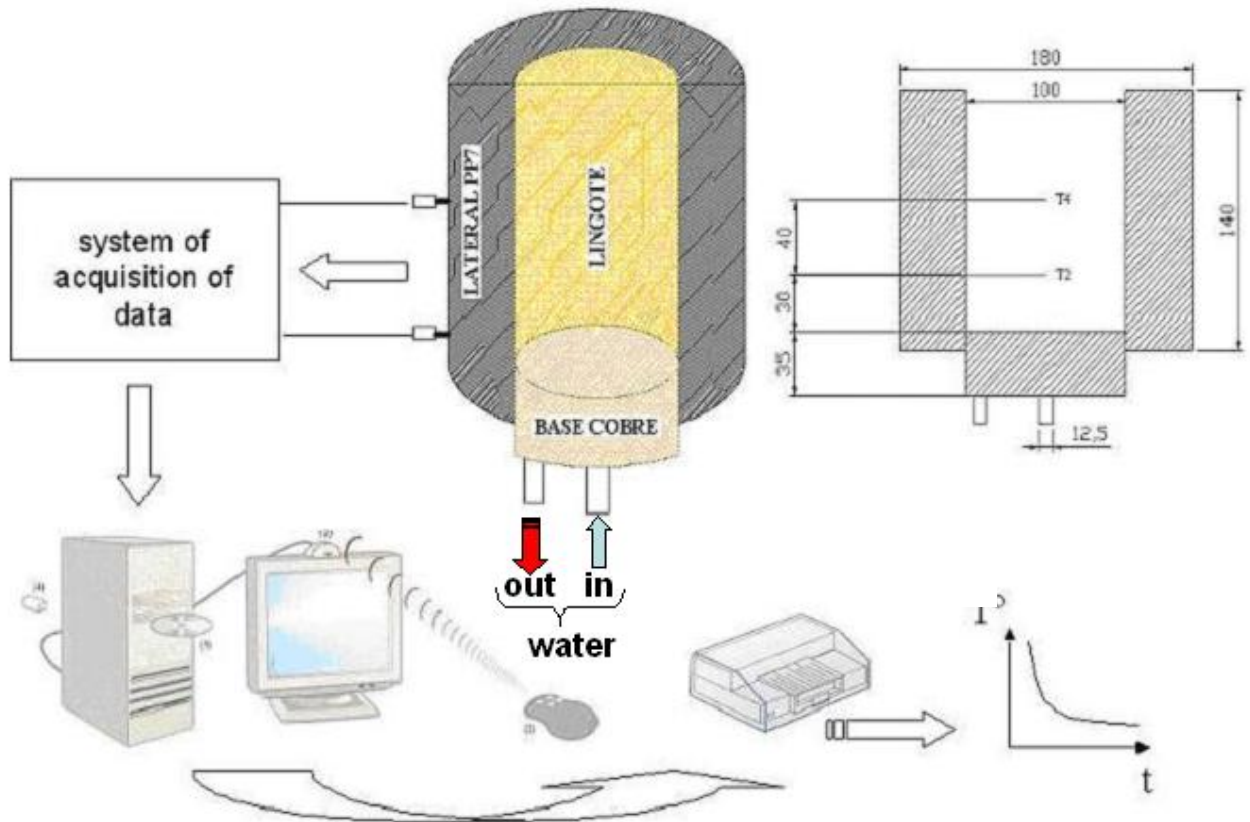
O monitoramento de temperaturas foi realizado a partir de um sistema de aquisição de dados utilizando-se termopares do Tipo K posicionados ao longo da altura do lingote, mostrado na Figura 4.19, permitindo dessa forma fazer uma análise térmica do lingote com condições de contorno previamente definidas.



**Figura 4.20:** Detalhe interna da base de cobre utilizada nos experimentos.

### 4.2.3 Aparato experimental para determinação de EDS e $\sigma_u$ .

O molde aplicado possuía geometria cilíndrica e constituído de dois materiais: paredes de areia e base de cobre refrigerada a água para proporcional a solidificação unidirecional conforme mostra as Figuras 4.20.



**Figura 4.21: Esquema ilustrativo do aparato experimental usado na solidificação unidirecional**

A Figura 4.21 mostra o esquema representativo do sistema utilizado para obtenção dos lingotes e, posteriormente das amostras.

**Tabela 4.5: Composição do molde.**

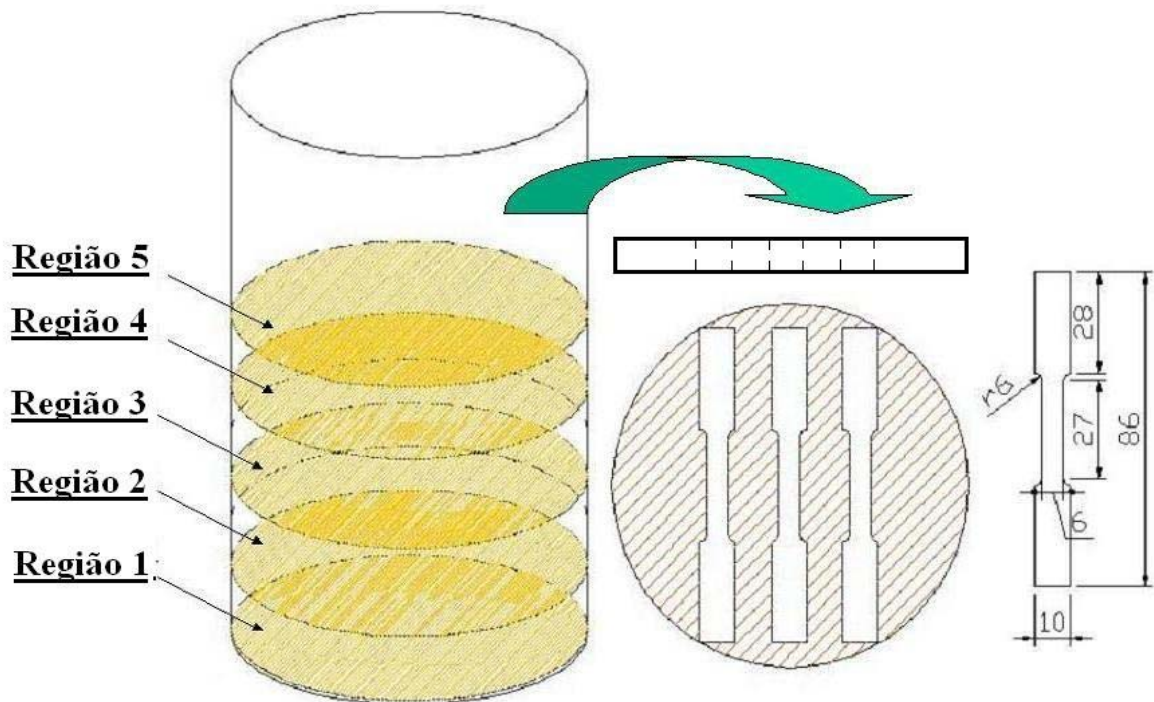
| Componentes       | Peso ou Concentração |
|-------------------|----------------------|
| Areia AFS 60 – 70 | 5 kg                 |
| Resina I          | 0,7 % de areia       |
| Resina II         | 0,7 % de areia       |
| Catalizador       | 5 % da resina        |

- **Molde de Areia:** foi usada areia AFS 60-70, areia de sílica com granulometria fina, usada para confecção dos moldes no processo Cold Box com a resina fenólica. Este tipo de molde é conhecido comercialmente como PP7 e sua composição é mostrada na tabela

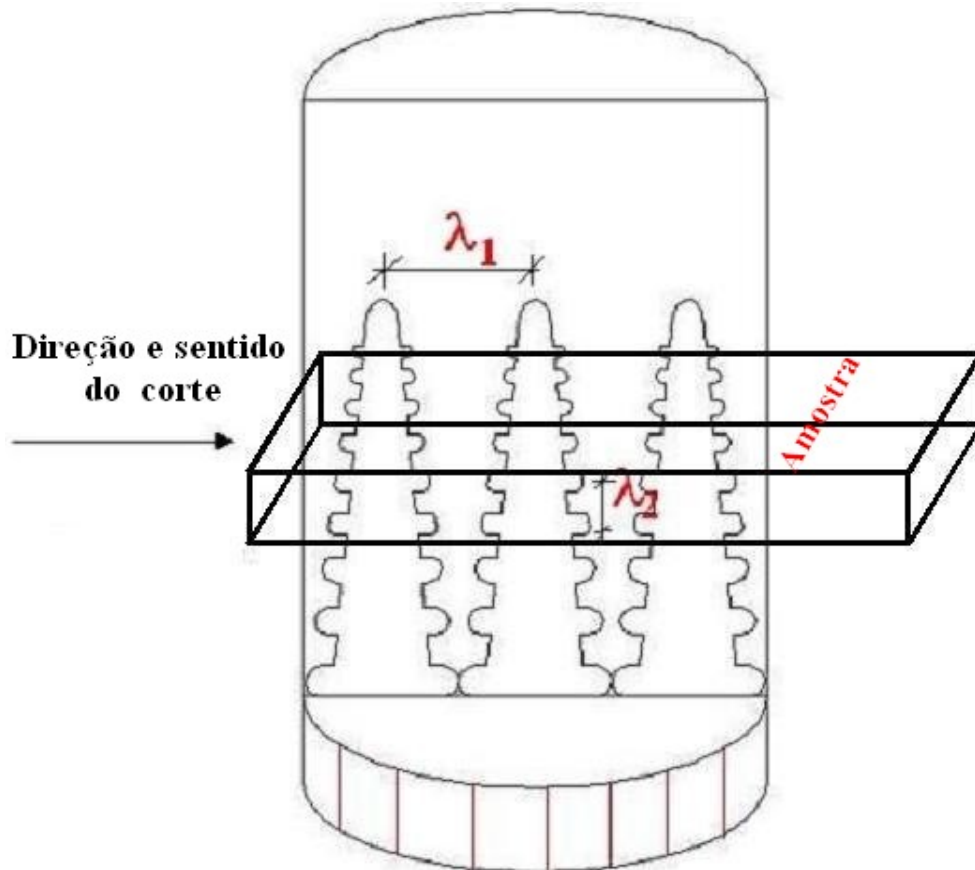
4.5. A baixa difusibilidade térmica desse material permitiu a construção da parede do sistema que atuou como material isolante e proporcionou maior unidirecionalidade na solidificação. Foram feitos quatro orifícios na parede do molde, para colocação posterior dos termopares conforme mostra a Figura 4.19.

- **Base de Cobre:** devido a sua alta difusibilidade térmica, o cobre foi usado como base do molde, proporcionando extração do calor na sua direção. A base de cobre teve as dimensões mostradas na Figura 4.21. Foi feito um furo com 1,5 mm de distância do topo da base para alocação de um termopar.

Foram retiradas amostras dos lingotes obtidos com moldes de areia e base de cobre, conforme o esquema da figura 4.22. O corte, a preparação das amostras, assim como, as dimensões destes foram realizadas segundo a norma da ASTM E 8M-97. As amostras foram retiradas na direção perpendicular ao do crescimento das dendritas primárias, conforme a Figura 4.23. Desta maneira, garantiu-se uma mínima variação das dendritas secundárias em cada amostra.



**Figura 4.22: Modelo ilustrando o posicionamento das amostras utilizadas para os ensaios mecânicos.**



**Figura 4.23: Modelo ilustrando orientação das dendritas dentro do lingote em relação aos cortes realizados para a retirada das amostras.**

Foram realizados ensaios mecânicos, análises metalográficas e químicas das peças obtidas a cada configuração da Figura 4.22 e dos corpos de provas obtidos dos lingotes. Os ensaios mecânicos de dureza e micro dureza foram feitos, respectivamente, para determinar a faixa de trabalho das peças e conferir as fases obtidas nas análises metalográficas. As análises metalográficas foram feitas segundo a norma ASTM E 112, a saber:

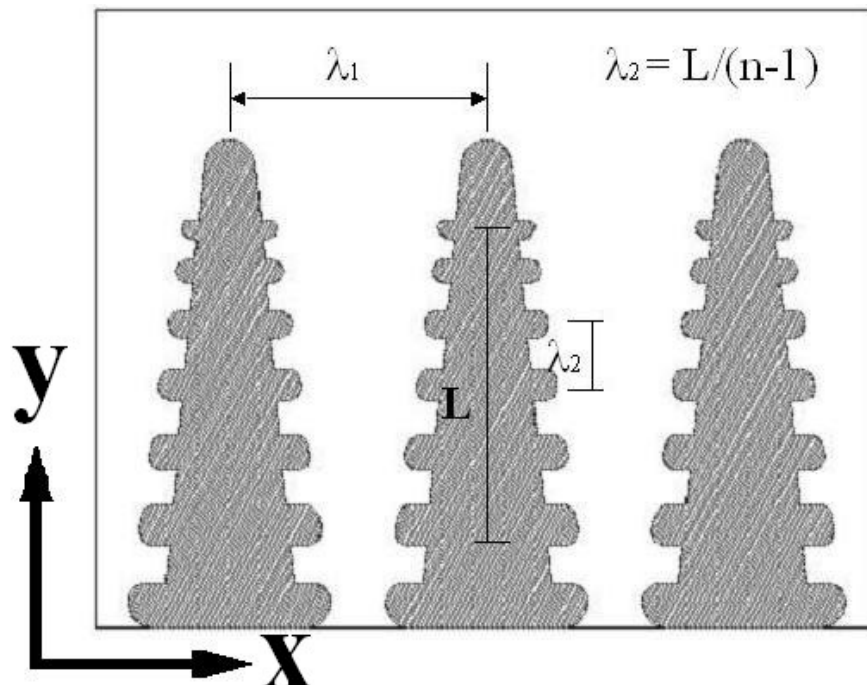
- Escolha da região a ser analisada;
- Corte;
- Embutimento;
- Identificação da amostra;
- Lixamento, neste caso foram as lixas de 100, 220, 320, 420, 500, 600, 1200;
- Polimento com lixa folha de granulometria 1000 e com Alumina;

- Ataques com a solução de  $\text{HNO}_3$  50% de concentração para revelação das macroestruturas e  $\text{NH}_4\text{OH}$  (20 ml),  $\text{H}_2\text{O}$  (8 - 20 ml) e  $\text{H}_2\text{O}_2$  com 3% de concentração para as microestruturas;
- Visualização no microscópio óptico e aquisição das imagens das micrografias.

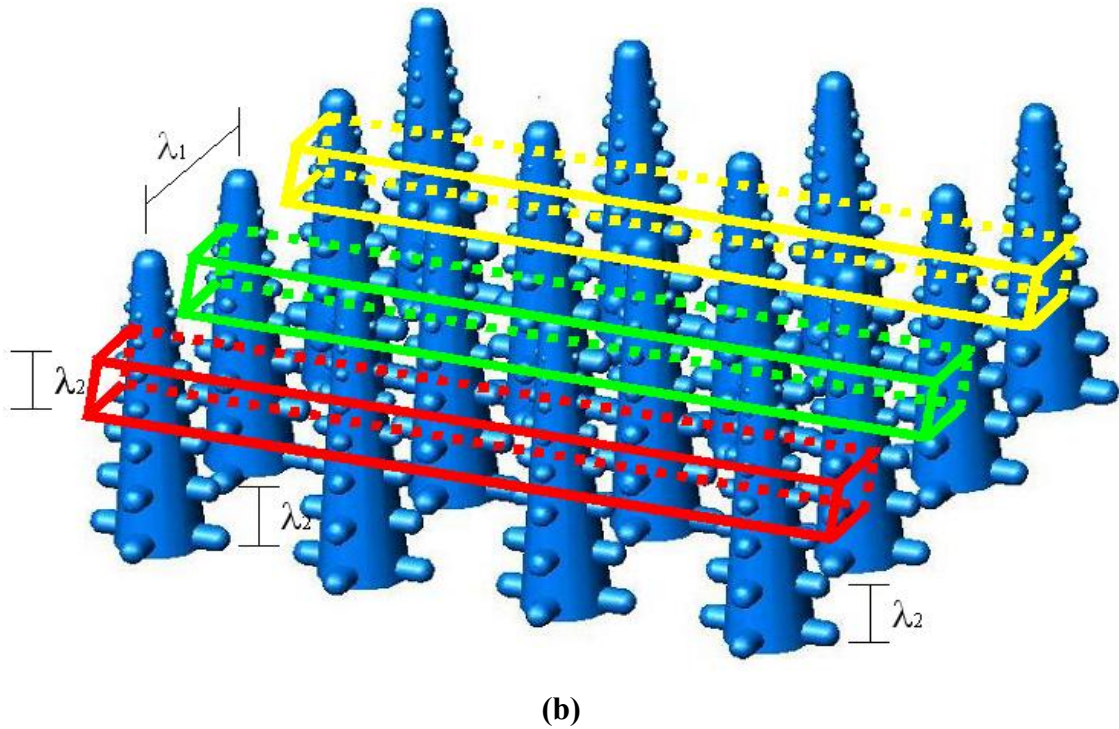
A análise química foi feita para determinar os elementos presentes na liga e determinar no diagramas de fases Cu-Zn com base dos elementos, a faixa de trabalho e a microestrutura esperada. As amostras identificadas foram analisadas no espectrômetro e depois comparadas com os resultados das análises metalográficas e mecânicas.

#### 4.2.4 Medida do Espaçamento Dendrítico Secundário (EDS)

Medidas de EDS ( $\lambda_2$ ) foram realizadas nos corpos de provas nas regiões indicadas na Figura 4.24 (a), observando as coordenadas X e Y de cada dendrita, a partir da interface metal/molde de acordo com o esquema das Figuras 4.24 (a) e (b), onde L é o comprimento da reta que corte os braços dendríticos,  $\lambda_1$  é o espaçamento dendrítico primário e n é o número dos braços dendríticos cortados.



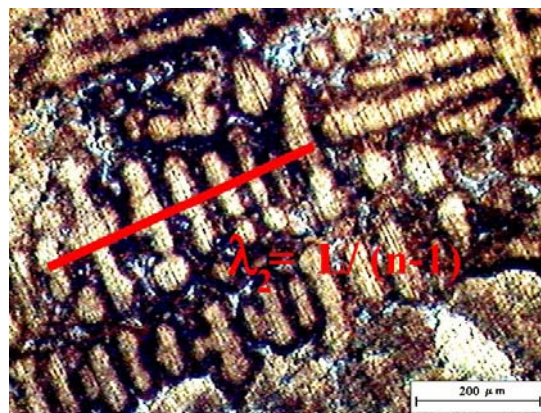
(a)



**Figura 4.24 (a) Arranjo de dendritas bidimensionais (b) dendritas tridimensionais.**

O respectivo método se baseia em calcular o valor de EDS, pela média das distâncias entre os braços adjacentes (ramificações secundárias) sobre a seção longitudinal (paralela ao fluxo de calor ou a direção de crescimento) de uma dendrita primária, conforme mostra a Figura 4.25, onde  $n$  é o número de braços secundários.

Nestes métodos foram realizadas de 25 medições de EDS para a região de cada lingote a partir da interface metal/molde.



**Figura 4.25: Esquema representativo da técnica utilizada para quantificar os espaçamentos dendríticos secundários.**

#### 4.2.5 Medição de Microdureza Vickers

O método de microdureza Vickers é o mais usado para o estudo das fases de uma estrutura, geralmente trabalhando com cargas que oscilam entre 5 a 200 g. Este método está baseado na resistência que um material oferece á penetração de uma pirâmide de diamante, de base quadrada e ângulo entre faces de 136°, sob uma determinada carga. O valor da dureza Vickers (HV) é o quociente da carga aplicada “F” pela área de impressão “S”:

$$HV = F / S$$

Para a medição da microdureza, a amostra foi preparada e colocada na platina do microscópio, a carga de ensaio foi selecionada e, então, foi aplicada sobre a área de medição por cerca de 10 a 30 segundos. O penetrador foi retirado, fez-se então, a medição das diagonais da penetração. O resultado obtido desta medição foi lido diretamente em tabelas.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos serão apresentados conforme a seqüência das operações descritas no capítulo anterior.

### 5.1 Análise de areia

O tamanho médio dos grãos é um fator importante na escolha de uma areia. Quanto mais fina a areia melhor o acabamento das peças. Entretanto, se areia for muito fina, a permeabilidade cai violentamente. Os resultados obtidos, após dez ensaios, estão apresentados nas tabelas 5.1 e 5.2.

**Tabela 5.1: Testes de areias.**

| Testes Realizados                | Resultados                      | Recomendado       |
|----------------------------------|---------------------------------|-------------------|
| Teste de umidade                 | $5,80 \pm 0,35 \%$              | $3,4 < x > 4,9$   |
| Resistência à compressão a verde | $17,16 \pm 2,31 \text{ N/cm}^2$ | $16,7 < x > 39,8$ |
| Resistência à tração a verde     | $1,64 \pm 0,40 \text{ N/cm}^2$  | $1,8 < x > 2,5$   |
| Resistência tração a úmido       | $0,14 \pm 0,02 \text{ N/cm}^2$  | -                 |
| Determinação da argila ativa     | $12,74 \pm 2,61 \%$             | -                 |
| Determinação da argila AFS       | $14,10 \pm 1,10 \%$             | -                 |
| Permeabilidade                   | $< 36$                          | 65                |
| Teste de compactabilidade        | $49,64 \pm 5,25 \%$             | -                 |

Os resultados obtidos foram adequados com condições exigidas pelas normas da CEMP-Abifa. Eles demonstram a homogeneidade que se obteve na confecção dos moldes durante as experiências realizadas. Os testes de granulometria objetivaram a obtenção do molde com boa permeabilidade à saída dos gases, bom acabamento superficial e refratariedade suficiente para suportar o metal fundido.



A média das 4 medidas realizadas esta ilustrada na tabela 5.2. Vê-se na primeira coluna, o tamanho da malha, na segunda coluna, seu número equivalente da série U.S.S. Ao conjunto de peneira é adicionado um pano de fundo para reter os grãos finos que passarem pela peneira de 270 malhas. A terceira coluna representa o peso dos grãos retidos em g e seu equivalente em percentagem está na quarta coluna.

**Tabela 5.2: Teste de granulometria.**

| (mm)          | N.USS                | Areia retida na Peneira (g) | (%)                 | Factor de multiplicação | Produto         |
|---------------|----------------------|-----------------------------|---------------------|-------------------------|-----------------|
| 3,36          | 6,00                 | 0                           | 0,00                | 3                       | 0,00            |
| 1,68          | 12,00                | 0,16 ± 0,13                 | 0,87                | 5                       | 4,35            |
| 0,84          | 20,00                | 0,43 ± 0,08                 | 2,35                | 10                      | 23,50           |
| 0,59          | 30,00                | 0,36 ± 0,04                 | 1,97                | 20                      | 39,40           |
| 0,42          | 40,00                | 0,45 ± 0,05                 | 2,46                | 30                      | 73,80           |
| 0,297         | 50,00                | 0,35 ± 0,07                 | 1,91                | 40                      | 76,40           |
| 0,21          | 70,00                | 0,48 ± 0,08                 | 2,62                | 50                      | 131,00          |
| 0,15          | 100,00               | 0,79 ± 0,09                 | 4,32                | 70                      | 302,40          |
| 0,11          | 140,00               | 0,74 ± 0,30                 | 4,04                | 100                     | 404,00          |
| 0,07          | 200,00               | 3,81 ± 1,33                 | 20,82               | 140                     | 2839,20         |
| 0,05          | 270,00               | 10,73 ± 2,63                | 58,63               | 200                     | 11736,00        |
| 0,02          | Pan                  | 0                           | 0                   | 300                     | 0,00            |
| Total         |                      |                             | <u>100</u>          |                         | <u>15630,05</u> |
| <b>Módulo</b> | <b><u>156,30</u></b> | <b>Finos (%)</b>            | <b><u>79,45</u></b> |                         |                 |

Produto = % areia retida \* fator de multiplicação

Módulo de finura =  $\sum$  produto /  $\sum$  areia retida 100

Uma areia é considerada grossa se o seu módulo de finura é menor que 50 e geralmente superior a 30. A areia de módulo entre 50 – 70 é dita média. Entre os módulos 70

e 100 têm-se areias finas. As muito finas estão entre 100 – 150 e as finíssimas acima de 150 [Bradaschia 1980].

Obteve-se no teste de granulometria um módulo de finura acima de 150, ou seja, uma areia muito fina. Segundo Taha [Taha 1984], para as ligas de cobre, uma areia muito fina é necessário para obter-se um bom acabamento aliado a uma permeabilidade razoável.

Compreende-se que ao se vaziar uma liga ferrosa, devido às temperaturas elevadas, a quantidade de gases formados seja maior que a que se forma ao se vaziar o latão ou alumínio.

Assim, segundo Benchika [Benchika 2001], um módulo de finura baixo é necessário para se fundir o aço enquanto que é recomendada uma areia muito fina para o latão. Os defeitos de sinterização e de penetração são respectivamente ligados a granulometria fina e grosseira.

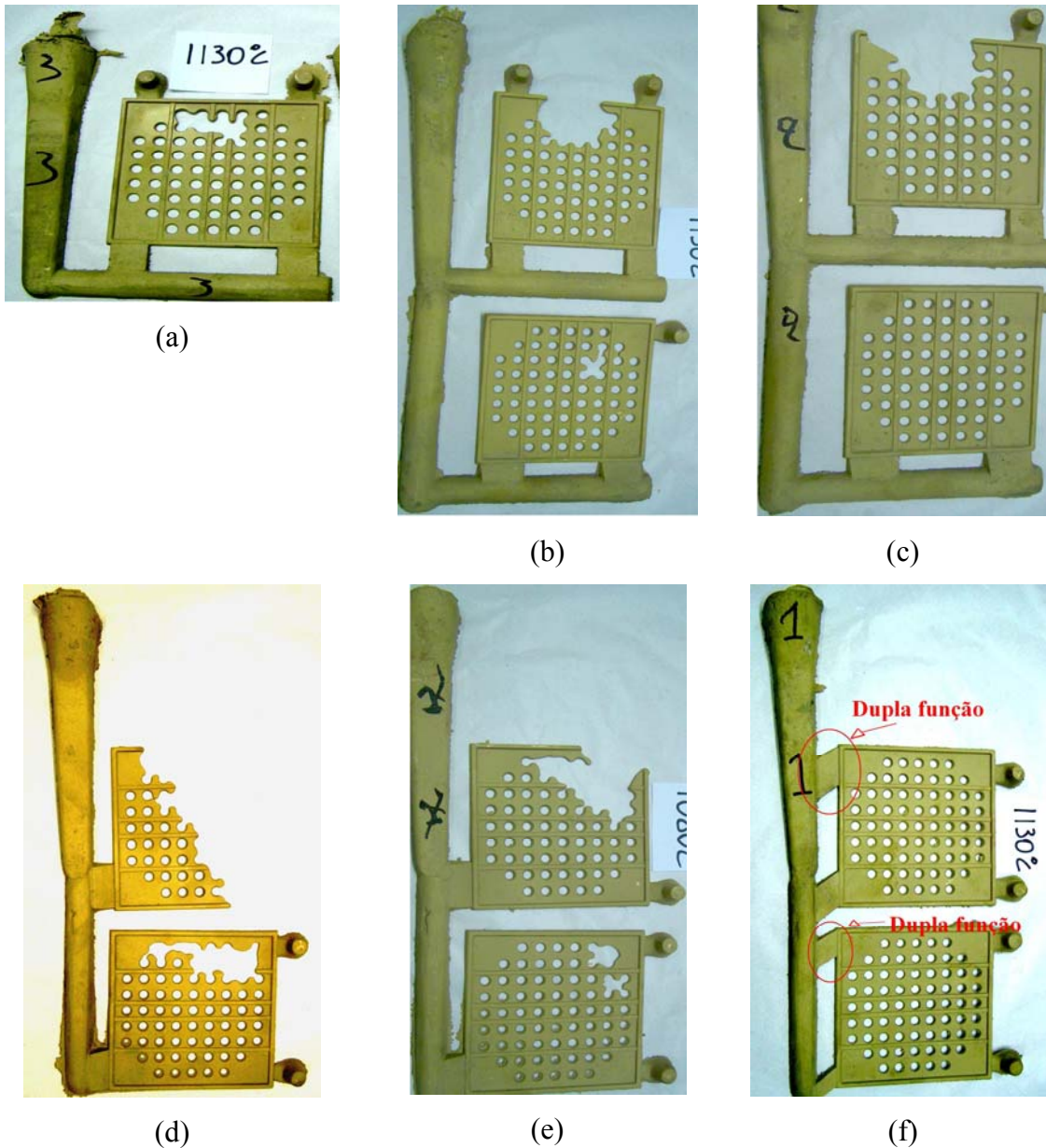
## **5.2 Diferentes configurações dos moldes**

Primeiro, serão apresentados os resultados obtidos com as diferentes configurações do molde seqüencial vertical, e na seqüência as simulações feitas nos moldes horizontais e, por fim, os resultados do molde seqüencial horizontal, com a configuração que apresentou melhor conjunto das propriedades mecânicas, metalúrgicas e químicas.

### **5.2.1 Molde seqüencial vertical**

Dentro dos quatro modelos projetados, somente, a forma geométrica mostrada na Figura 5.1 (f), apresentou resultado satisfatório. A peça da Figura 5.1 (a) é resultado do molde com a configuração de um modelo de peça, com um canal de descida, um canal de distribuição e dois canais de ataques. A peça resultante apresentou defeito de preenchimento, apesar dos canais de descida, de distribuição e de alimentação estarem com as medidas calculadas e projetadas no item 3.1.2. Este modelo de molde apresentou o problema que ocorre muitas vezes quando se trabalha com peças delgadas, ou seja, com um volume de metal muito pequeno em relação ao volume do molde. A transferência de calor metal/molde neste caso ocorre rapidamente, principalmente, na região a frente da frente da solidificação, proporcionando um elevado gradiente de temperatura, e conseqüentemente, uma rápida solidificação. Poder-se-ia resolver o problema de preenchimento, com aumento da temperatura de vazamento, porém, esta solução proporcionaria outros problemas, tais como regiões de superaquecimento, inclusões (areias e óxidos), dezincificação, etc. A peça da Figura 5.1 (b) é a modificação da anterior cujo molde teve dois modelos de peças com um

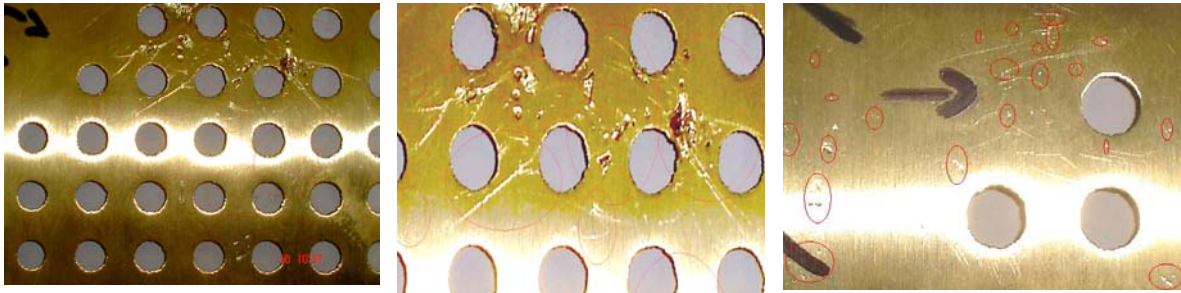
canal de descida, dois canais de distribuição e dois canais de ataques para cada peça. Observou-se também, um problema de falta de pressão, principalmente, na peça da parte superior. Com um vazamento a 1150 °C conseguiu - se preencher completamente a peça inferior, conforme mostra a Figura 5.1 (c). Após análises da peça, observaram-se a presença de defeitos como porosidades e inclusões, conforme mostra a Figura 5.2.



**Figura 5. 1: Peças obtidas no molde seqüencial vertical.**

As peças das Figuras 5.1 (d) e 5.1 (e) foram fundidas a partir da mesma configuração geométrica do molde: um canal de descida e um canal de ataque para cada peça. As peças apresentaram problemas, não somente de preenchimento, mas também de orientação do fluxo.

Conforme o apêndice I, o fluxo do metal, nesta configuração preenche a cavidade do molde na diagonal, ou seja, do canto inferior esquerdo para o canto superior direito. Devido à gravidade, houve maiores concentrações do metal líquido nas partes inferiores das cavidades do molde. É interessante notar que em todas as configurações, os massalotes foram bem sucedidos, fato que indica o sentido correto do fluxo do metal durante o preenchimento. Objetivando a otimização do sistema, pode-se ver na Figura 5.1 (f), a modificação do sistema anterior (Figura 5.1 (e)). Conseguiu-se com a melhoria do sistema, uma pressão compatível com uma melhor orientação do fluxo. Foram usados neste caso, dois canais de ataque para cada peça. Cada canal de ataque na região superior da peça teve duas finalidades: aumentar a vazão do metal dentro da peça e proporcionar um aquecimento da peça durante a passagem do metal líquido no canal de distribuição.



**Figura 5.2: Porosidades nas peças obtidas**

### 5.2.2 Moldes simples horizontais

Em relação as diferentes configurações dos moldes, compararam-se parâmetros tais como: temperatura de preenchimento, superaquecimento da liga e percentagem de solidificação.

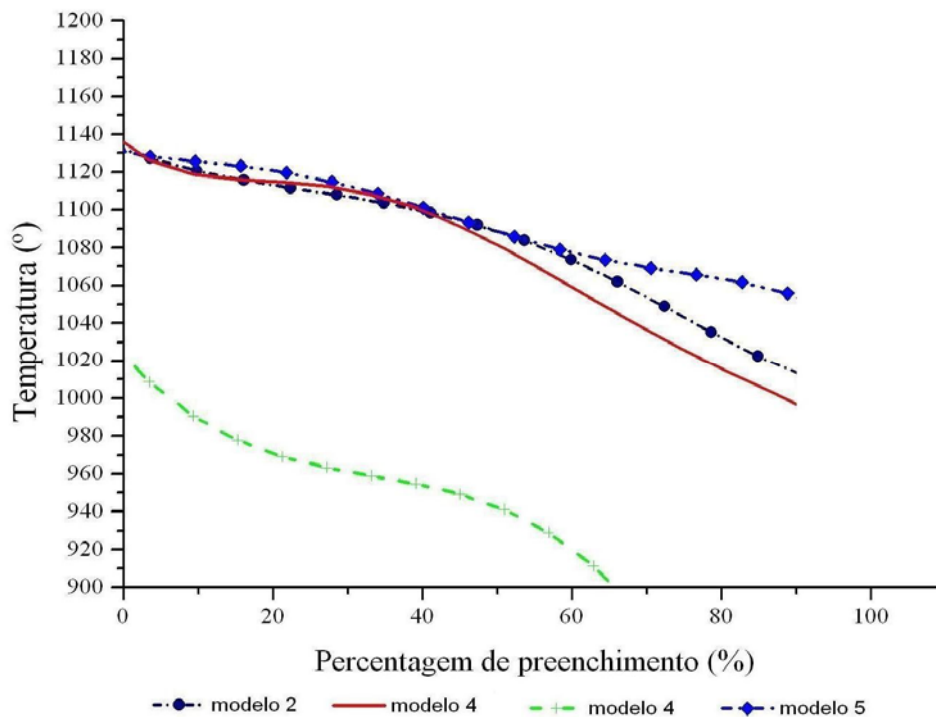
#### 5.2.2.1 Temperatura de preenchimento obtida através da simulação.

A Figura 5.3 mostra a relação entre a temperatura do metal e a percentagem de preenchimento dos diferentes modelos simulados. Os modelos 2 e 5, mostrados na Figura 4.11, apresentaram um preenchimento com início efetivo a 1130 ° C e término a 1050 ° C. Obtiveram-se bons resultados, a temperatura do metal manteve-se acima da linha liquidus com preenchimento completo dos modelos. Porém na prática, devido às concentrações de calor, os moldes destes modelos acarretaram vários defeitos tais como: superaquecimento, porosidades, inclusões, trincas internas, ilustrados na Figura 5.4. Esses defeitos eram localizados nas regiões, logo após os canais de ataques (regiões de entrada do metal na peça),

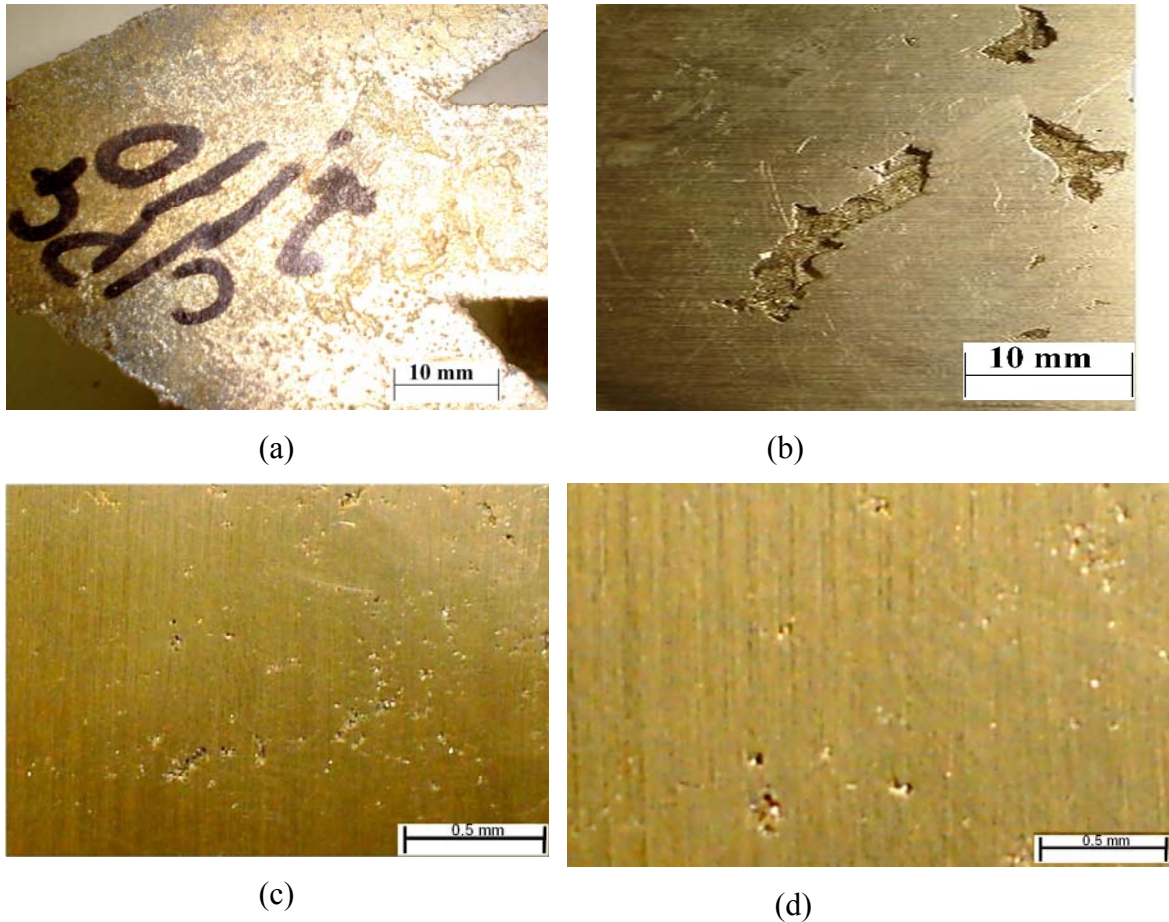
no caso das inclusões (areias ou óxidos) e trincas e, espalhadas em várias regiões da peça, no caso das microporosidades.

Observou-se após análise das peças obtidas que os canais de ataques e distribuições dos modelos 2 e 5 mantiveram-se a uma temperatura de superaquecimento prolongada em relação aos demais modelos. No caso do modelo 2, esta concentração deve-se ao posicionamento do canal de descida, que implica a um escoamento do metal superaquecido várias vezes nos primeiros canais de ataque. No caso do modelo 5, um grande volume de metal superaquecido com pequena área de transferência de calor nos canais de distribuição e ataque, é responsável do defeito mostrado na peça da Figura 5.4 (a).

O modelo 4, após modificação do canal de ataque do modelo 5, apresentou melhor desempenho em relação aos demais. O preenchimento efetivo iniciou a 1130 °C, temperatura adequada e depois de preencher 90 % da peça, a temperatura estava ainda acima da temperatura liquidus. A curva do modelo 4' representa o comportamento da configuração do modelo 4 vazado a 1020°C. Vê-se que nesta temperatura de vazamento, o metal atinge a Tl antes de 20% do seu preenchimento, acarretando uma serie de defeitos.



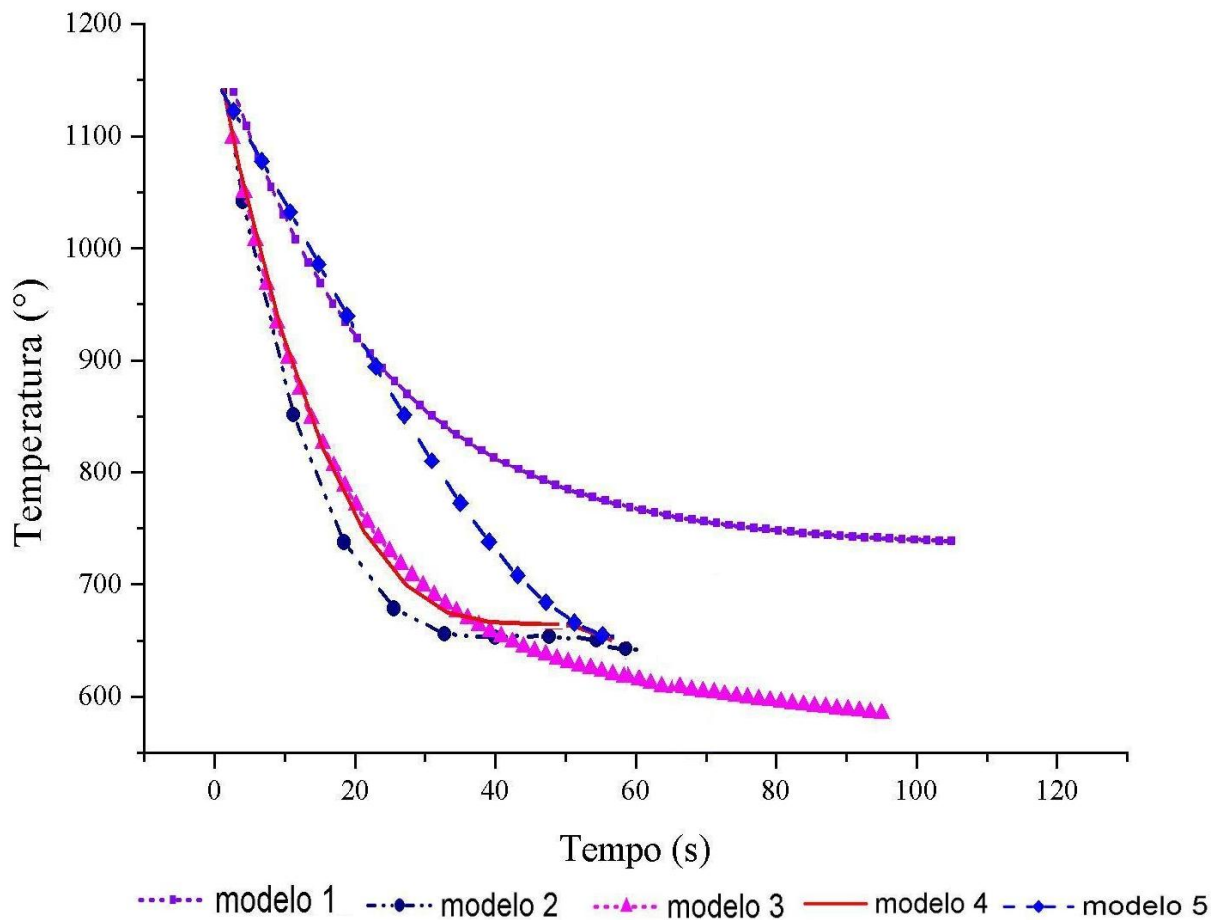
**Figura 5.3: Relação entre temperatura e metal solidificado.**



**Figura 5.4: Defeitos (a) inclusões e sinterização; (b) Trincas; (c) e (d) porosidades e microporosidades.**

#### **5.2.2.2 Superaquecimento da liga obtida através da simulação.**

São comparadas as diferentes configurações do molde, com metal vazado a uma temperatura máxima de 1130 °C. Observa-se na Figura 5.5 que todos os modelos apresentem comportamentos semelhantes com pequena vantagem para os modelos 2, 3 e 4.

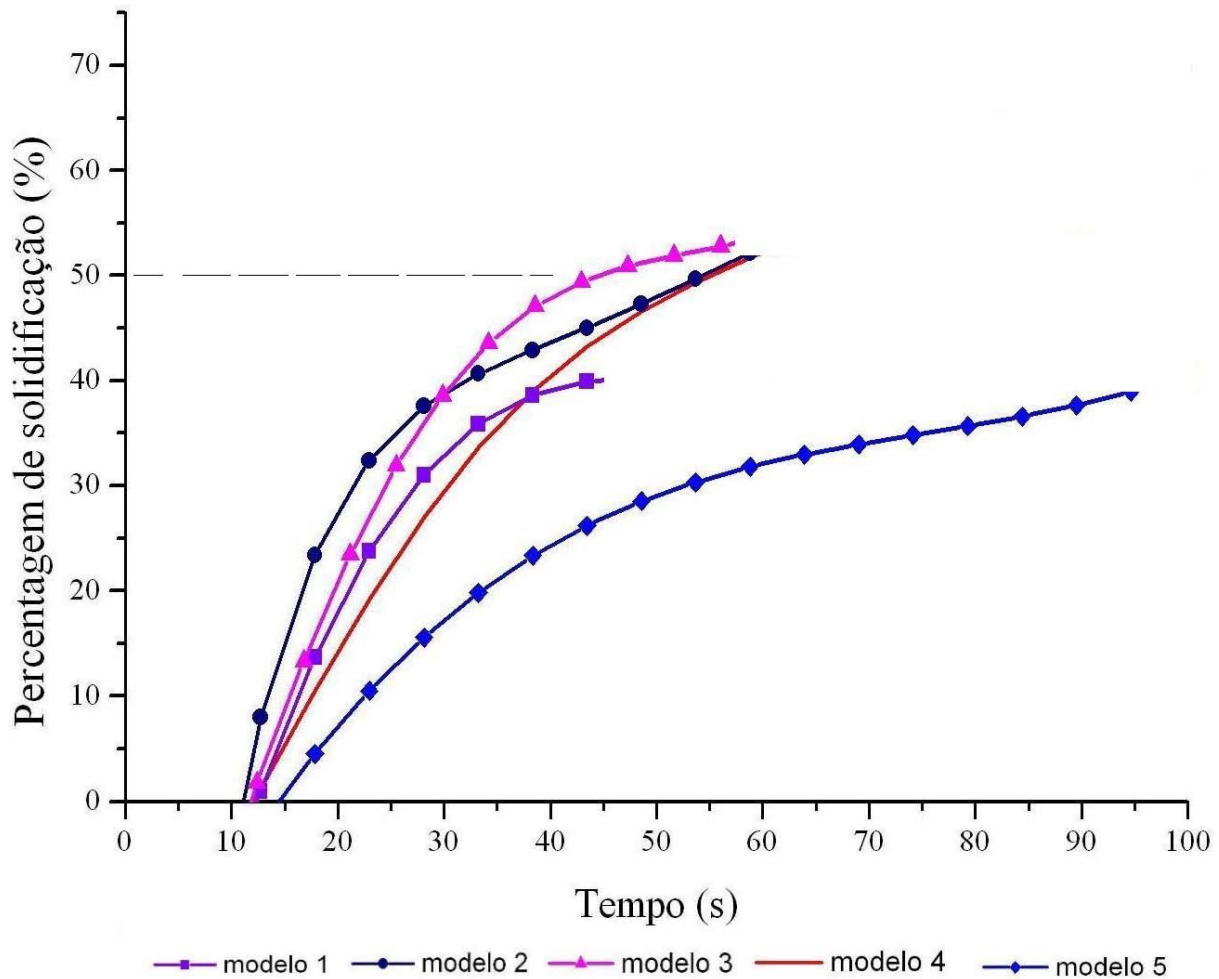


**Figura 5.5: Relação entre temperatura e tempo de solidificação**

### 5.2.2.3 Percentagem de solidificação obtida através da simulação.

Pode-se observar na Figura 5.6, o avanço da solidificação em relação ao tempo. Todos os modelos apresentaram uma relação adequada do percentual de solidificação com o tempo. Foi analisado, somente, até os 50 % porque o restante de 50 % é a solidificação dos canais.

Considerando as variações do volume durante a solidificação, observam - que o bom desempenho dos modelos 3 e 4. Os moldes destes modelos proporcionaram uma adequada taxa de resfriamento aliada a um excelente percentagem de solidificação.



**Figura 5.6: Relação entre porcentagem e tempo de solidificado**

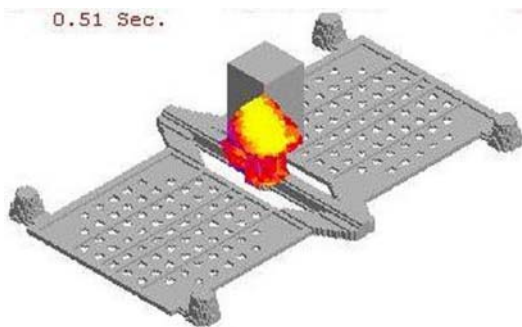
Apesar dos bons resultados apresentados nas simulações, o modelo 3, devido a sua brusca redução de seção do canal de distribuição para o canal de ataque, apresentou na prática um péssimo acabamento superficial. As regiões próximas aos canais de ataque apresentaram defeitos de sinterização.

Será mostrado, somente, um resumo dos passos das simulações realizadas no modelo 4. As simulações completas encontram-se no apêndice II.

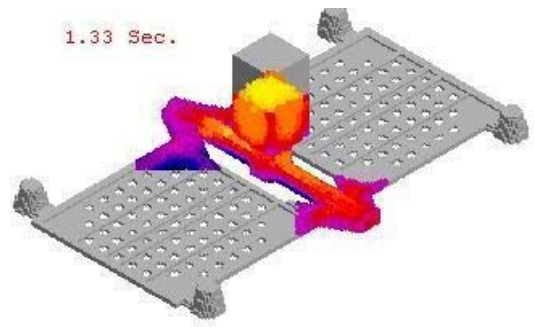
A Figura 5.7 mostra os diferentes passos de preenchimento e de solidificação do metal líquido. Na parte (a), o metal líquido encontra-se no canal de descida a 0,51 s após vazamento. A 1,33 s, o metal passou pelos canais de distribuição e ataques, começando a preencher a cavidade do molde. A parte (c) mostra o sentido do fluxo do escoamento, onde a 2,32 s o molde continua a ser preenchido. A 2,91 s, o preenchimento completo conforme mostra a parte (d). Na parte (e), o metal completamente preenchido continua a perder o calor,



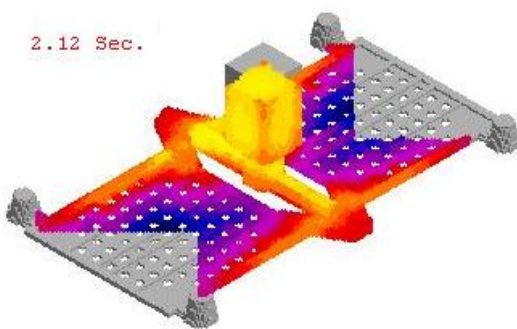
mais ainda encontra-se no estado líquido. Os primeiros núcleos aparecem e começam a crescer. Na parte (f), a fase sólida já tem 3%, continua a crescer, atinge 20.92% conforme a parte (g). Por fim toda a peça solidifica-se na parte (h).



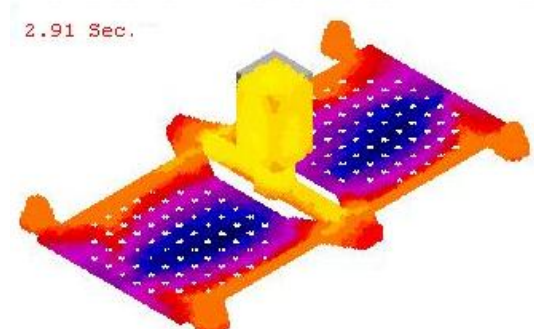
(a) Tempo 0.51 sec



(b) Tempo 1.33 sec



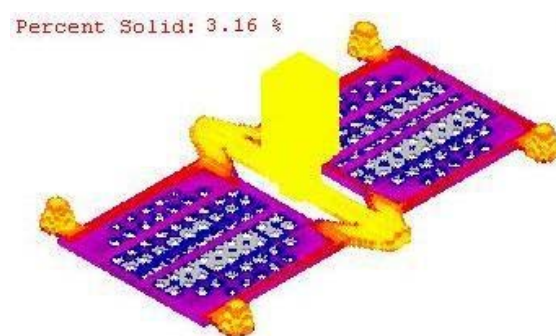
(c) Tempo 2.32 sec



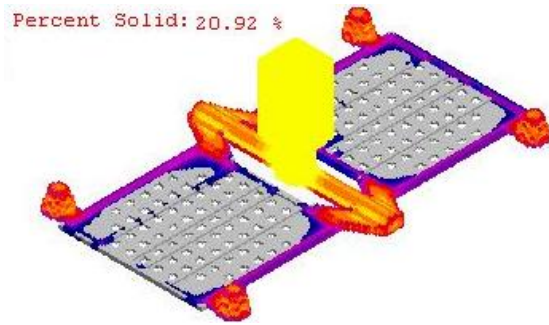
(d) Tempo 2.91ec



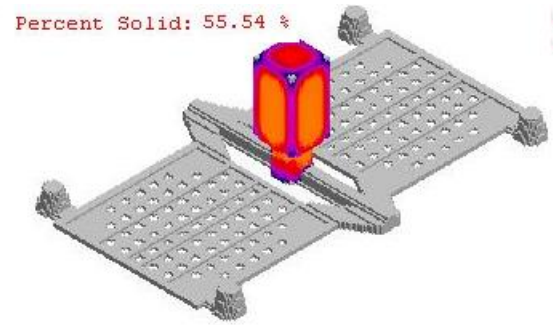
(e) Perc. Sol 0.00%



(f) Perc. Sol 3.16%



(g) Perc. Sol 20.92 %



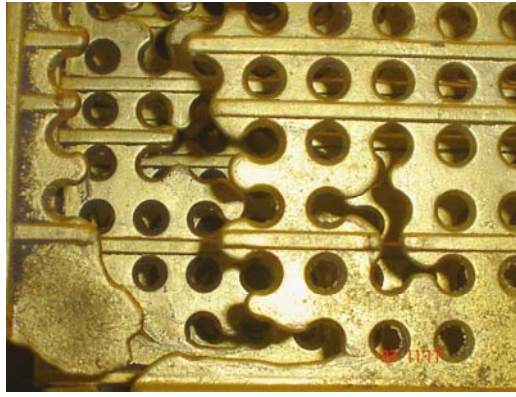
(h) Perc. Sol 50.54 %

**Figura 5.7: Alguns passos da simulação do modelo 4.**

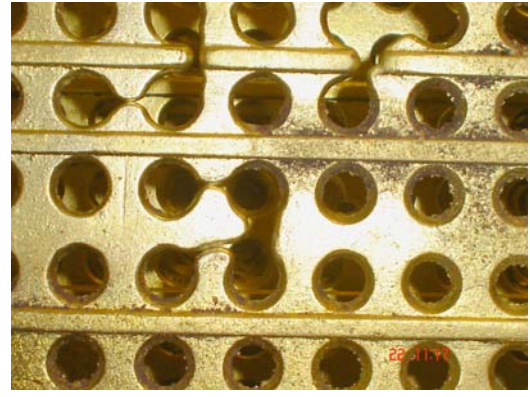
Após simulações das diferentes formas geométricas e testes experimentais, foi escolhido o modelo 4 por apresentar melhores resultados na prática, tanto metalúrgicos (poucas porosidades, mínimo inclusões de óxidos e melhor acabamento superficial), como econômicos (menos perda e retorno de material).

### 5.2.3 Molde seqüencial horizontal:

Os primeiros moldes seqüenciais horizontais apresentaram problemas de preenchimento. Após análise, conclui-se que este problema, não se devia necessariamente à falta de pressão. Observou-se que durante o vazamento, enquanto o metal líquido, por gravidade, preenchia os moldes inferiores, o contato deste metal líquido, durante sua passagem através o canal de distribuição, com os canais de alimentação dos moldes superiores, formava uma camada fina que se solidificava rapidamente e conseqüentemente, criava uma barreira para o avanço do metal líquido. São mostrados na Figura 5.8, alguns defeitos observados nos primeiros modelos horizontais.



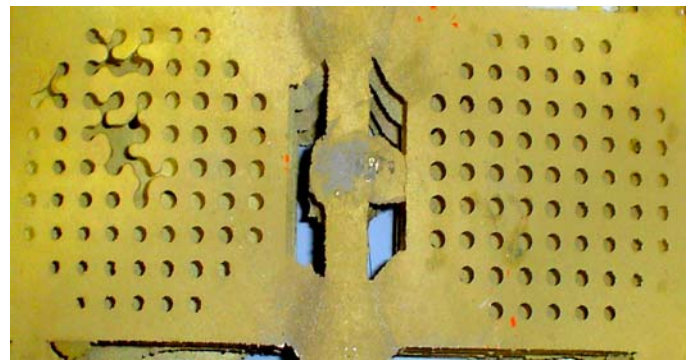
(a)



(b)



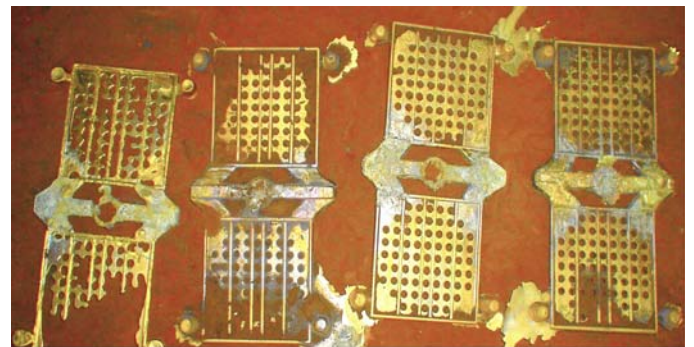
(c)



(d)



(e)



(f)

**Figura 5.8: Defeitos ocorridos no molde seqüencial horizontal.**

O defeito de preenchimento da Figura 5.8 (a) é devido à ruptura da parede do molde, que ocasionou o vazamento do metal líquido; defeito conhecido também como quebra de bolo, já na Figura 5.8 (b), pode ser visto o defeito de preenchimento, mas com a causa diferente do anterior. Este tipo de defeito pode ter ocorrido devido à falta de pressão ou a

solidificação rápida da frente de solidificação. A troca de calor, entre o metal líquido e o molde aconteceu a uma taxa rápida, que solidificou o metal antes de preencher por completo a cavidade do molde. Fato interessante, é que este defeito aconteceu não na região periférica da peça, que é a última região a ser preenchida, mas sim, nas zonas isoladas no interior da peça, primeiras regiões que deveriam ser preenchidas e iniciar a solidificar. Nestas regiões, encontram-se os primeiros metais que tiveram contacto directo com o molde frio. Uma pequena variação na preparação de areia para confecção do molde, principalmente, no teor de umidade ou ainda a falta de cuidado no vazamento, pode causar este defeito. As Figuras 5.8 (c) e 5.8 (d) mostram estes defeitos nas diferentes regiões da peças, mas sempre nas zonas intermediárias. A Figura 5.8 (e) ilustra duas regiões não preenchidas completamente, devido supostamente a barreira formada pelo o metal líquido, durante o preenchimento dos canais inferiores. Na Figura 5.8 (f), vê-se alguns dos diferentes defeitos depois de cortar-se o molde seqüencial.

Após otimização dos canais (descida e distribuição), obteve-se molde seqüencial adequado. A Figura 5.9 mostra dois moldes seqüências horizontais bem sucedidos.



(a)

(b)

**Figura 5.9: Moldes seqüenciais horizontal.**

Os resultados de análises químicas, mecânicas e metalográficas das amostras, de cada molde foram comparados com as amostras obtidas em moldes metálicos das respectivas corridas, e confrontados com a literatura. Serão apresentados, somente, os resultados médios obtidos dos moldes da Figura 5.9 (a) e 5.9 (b), já que os resultados dos outros moldes bem sucedidos são muito semelhantes.

### 5.2.3. 1 Análise das peças obtidas com molde seqüencial horizontal (a)

#### A. *Composição Química*

A Tabela 5.3 apresenta a comparação entre a composição química do lingote do fornecedor com a média da composição química das peças obtidas com molde seqüencial horizontal e molde metálico.

**Tabela 5.3: Análise química do molde (a).**

| <i>Amostra</i>    | <i>Zn</i> | <i>Pb</i> | <i>Sn</i> | <i>P</i> | <i>Mn</i> | <i>Fe</i> | <i>Ni</i> | <i>Si</i> | <i>Sb</i> | <i>Al</i> | <i>S</i> | <i>Cu</i> |
|-------------------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|
| <b>Fornecedor</b> | 35.36     | 1.67      | -         | -        | -         | 0.32      | 0.21      | 0.13      | -         | 0.63      | -        | 61.31     |
| <b>Coquilha</b>   | 31.28     | 2.12      | 0.645     | 0.006    | 0.109     | 0.524     | 0.363     | 0.087     | 0.027     | 0.536     | 0.001    | 64.31     |
| <b>Areia</b>      | 30.64     | 2.14      | 0.6120    | 0.005    | 0.07      | 0.516     | 0.371     | 0.087     | 0.032     | 0.430     | 0.001    | 64.05     |

Observou-se uma composição química homogênea das peças fundidas em areia e coquilha. A diferença da composição do Cu e Zn do fornecer em relação à obtida, deve-se a influência dos elementos de liga. Segundo Hofmann [Hofmann 2005] e Rabab [Rabab 2004] a concentração do Zn equivalente depende do peso dos elementos de liga.

Usando a equação empírica e os coeficientes de equivalência fornecidos por Coutinho [Coutinho 1980], calculou-se o zinco equivalente:

$$Zn_{eqv} = \%Zn + (1 \times \%Pb) + (2 \times \%Sn) + (0,5 \times \%Mn) + (0,9 \times \%Fe) + (10 \times \%Si) + (6 \times \%Al) - (1,2 \times \%Ni)$$

$$Zn_{eqv} \text{ para coquilha} = 39.22 \%$$

$$Zn_{eqv} \text{ para areia} = 37.91 \%$$

Usando o gráfico binário Cu-Zn da Figura 3.5, obtiveram-se as fases correspondentes a esta composição, ou seja, as fases  $\alpha$  e  $\beta$ .

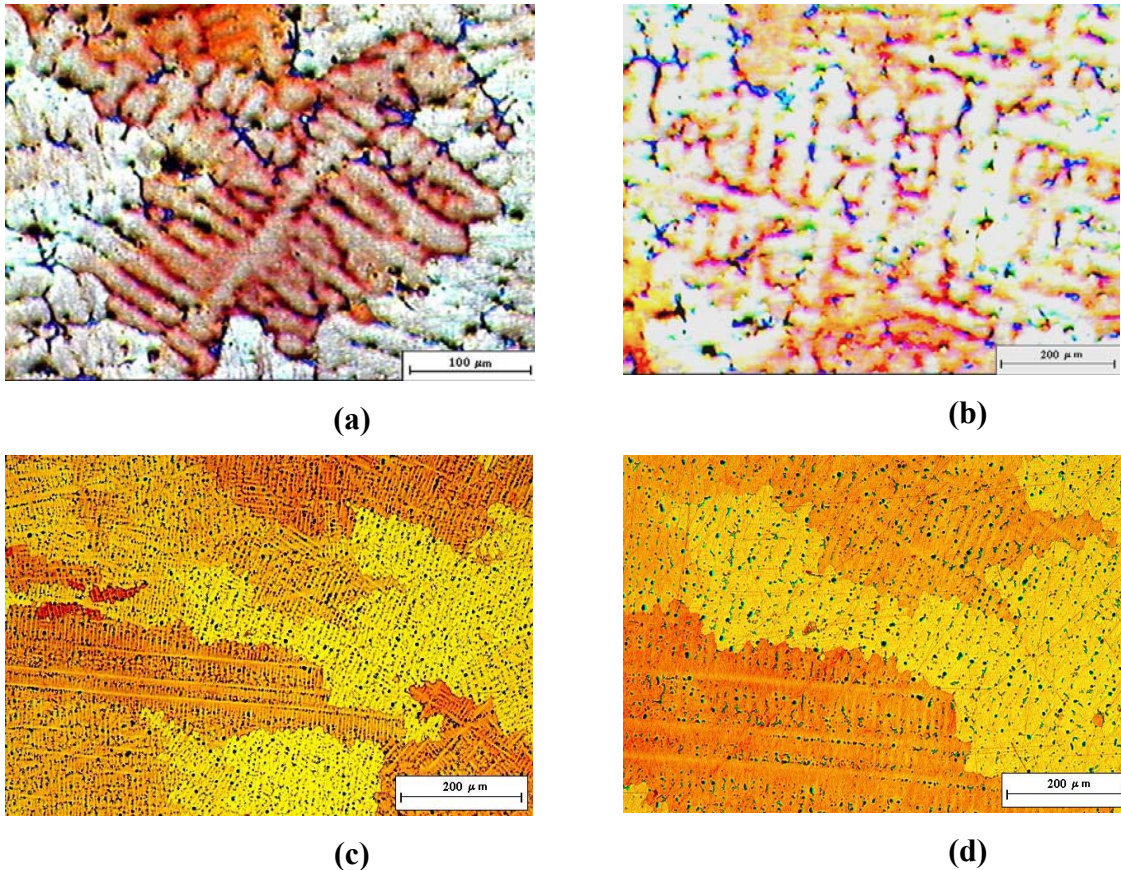
#### B. *Metalografia*

As análises metalográficas revelaram a presença de duas fases, observações feitas após obtenção do resultado das análises químicas.

As Figuras 5.10 (a) e (b) mostram as microestruturas obtidas dos corpos de prova retirados no molde seqüencial horizontal e a parte (c) e (d) da mesma figura ilustra a estrutura

bruta de fusão da mesma liga e corrida vazada em coquilha. Observam-se as dendritas formadas com duas fases diferentes e a presença do chumbo nas regiões interdendríticas.

Foram realizados ensaios de microdurezas para identificar as diferentes fases presentes. As medidas de microdureza confirmaram a existência de duas fases dominantes, sendo uma mais dura em relação à outra. Segundo Gialanella [Gialanella 2001] e Stanford [Stanford 2005], a fase dendrítica representa a fase  $\beta$ , e a interdendrítica, a fase  $\alpha$ .



**Figura 5.10: Micrografias das amostras de latão: (a) e (b) com aumento de 100 x, vazado em areia, (c) e (d) com aumento de 50 x vazado em coquilha, mostrando microestruturas brutas de fusão da fase  $\beta$  com intenso zoneamento, rica em zinco e a fase  $\alpha$ , segregada com a presença do chumbo.**

### C. Ensaio Mecânico: Microdureza

Os corpos de prova analisados, apresentaram duas durezas diferentes, confirmando a existência de duas fases na peça. Conforme a Tabela 5.4, o metal preservou sua dureza vazado em coquilha ou areia.

**Tabela 5.4: Resultados das Microdurezas do molde seqüencial horizontal (a).**

|               | Alfa (HV)     |               | Beta (HV)     |               |
|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|
|               | Areia         | Coquilha      | Areia         | Coquilha      |
| <b>Média</b>  | <u>78,50</u>  | <u>79,61</u>  | <u>106,54</u> | <u>109,44</u> |
| <b>Desvio</b> | <u>± 7,43</u> | <u>± 8,31</u> | <u>± 3,80</u> | <u>± 7,79</u> |

Analisando os resultados das medidas de microdureza e com as micrografias, concluiu-se que a região dendritica, a matriz, é a fase  $\beta$ . A região interdendritica é a fase  $\alpha$ , fase dura. A micrografia revelou também, a presença do chumbo, elemento praticamente insolúvel no cobre. Ele tem a vantagem de preencher os vazios interdendriticos na solidificação, melhorando assim a estanqueidade.

### 5.2.3. 2 Análises das peças obtidas com molde seqüencial horizontal (b)

Foram realizadas as mesmas análises nas amostras do molde seqüencial horizontal (b) e, os resultados confirmaram os obtidos no molde seqüencial horizontal (a).

#### A. Composição Química

A tabela 5.5 apresenta a composição dos elementos presentes no molde seqüencial (b). Comparado com os resultados da tabela 5.5, vê-se a concentração do elemento é estável de um molde a outro.

**Tabela 5.5: Analise Química feita no Laboratorio de Fundição.**

| <i>Amostra</i>    | <i>Zn</i> | <i>Pb</i> | <i>Sn</i> | <i>P</i> | <i>Mn</i> | <i>Fe</i> | <i>Ni</i> | <i>Si</i> | <i>Sb</i> | <i>Al</i> | <i>S</i> | <i>Cu</i> |
|-------------------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|
| <b>Fornecedor</b> | 35.36     | 1.67      | -         | -        | -         | 0.32      | 0.21      | 0.13      | -         | 0.63      | -        | 61.31     |
| <b>Coquilha</b>   | 30.50     | 2.13      | 0.612     | 0.005    | 0.096     | 0.522     | 0.362     | 0.089     | 0.031     | 0.490     | 0.001    | 65.40     |
| <b>Areia</b>      | 30.42     | 2.11      | 0.616     | 0.005    | 0.096     | 0.528     | 0.362     | 0.091     | 0.031     | 0.492     | 0.001    | 65.19     |

Da mesma forma, achou-se:

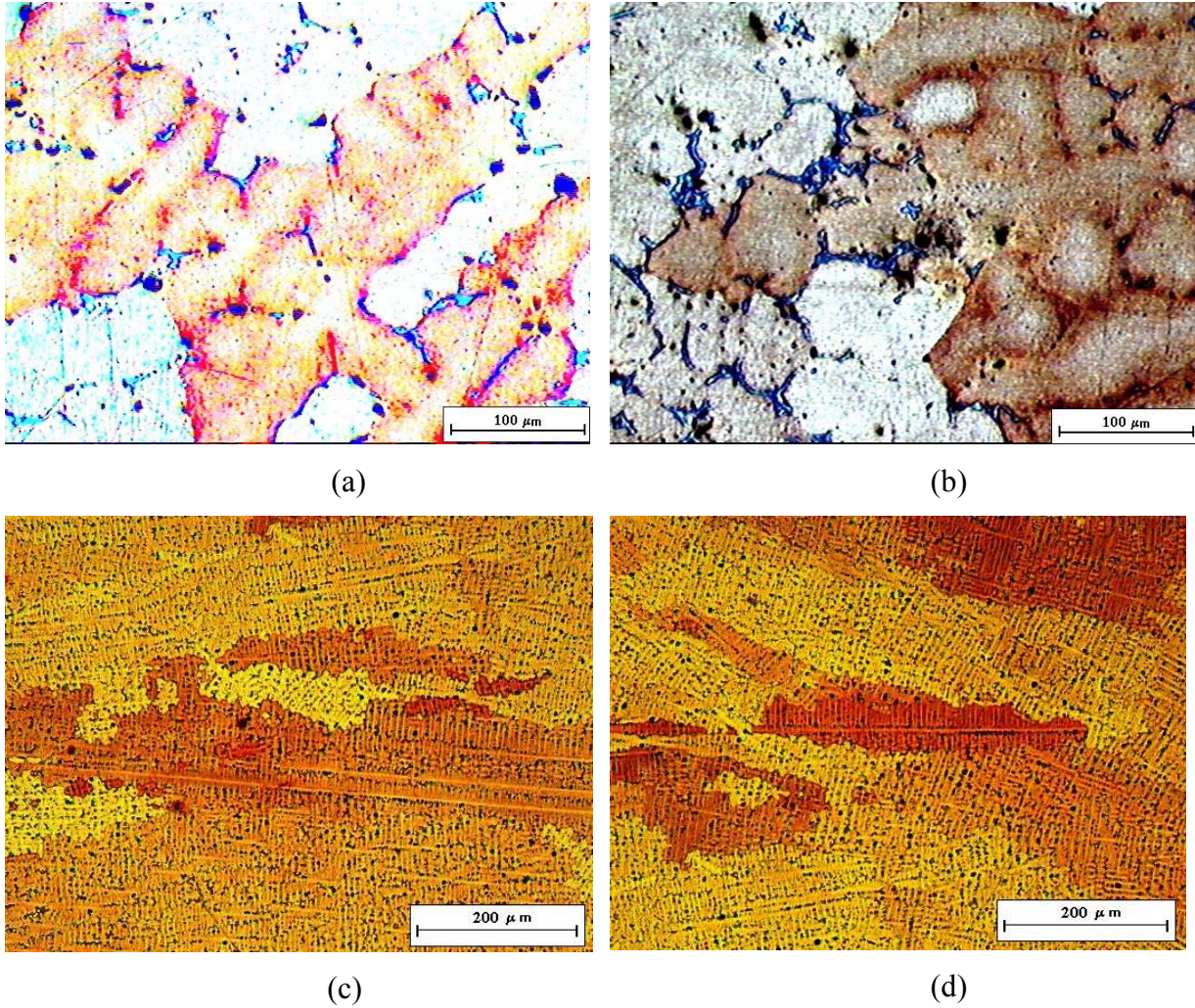
Zn<sub>eqv</sub> para coquilha = **38.11 %**

Zn<sub>eqv</sub> para areia = **38.07 %**

Daqui para frente, o Zn<sub>eq</sub> representa toda a concentração do Zn na liga de latão 60/40.

### B. *Metalografia*

As estruturas brutas de fusão mostradas na Figura 5.11 confirmam a presença de duas fases e a presença do chumbo destacado na Figura 5.11 (b).



**Figura 5.11: Micrografias das amostras de latão: (a) com aumento de 100 x, vazado em areia (b) com aumento de 50 x, vazado em areia (c) e (d) com aumento de 37.5 x vazado em coquilha, mostrando microestruturas brutas de fusão da fase  $\beta$  com intenso zoneamento, rica em zinco e a fase  $\alpha$ , segregada com a presença do chumbo.**



*C. Ensaio Mecânico : Microdureza*

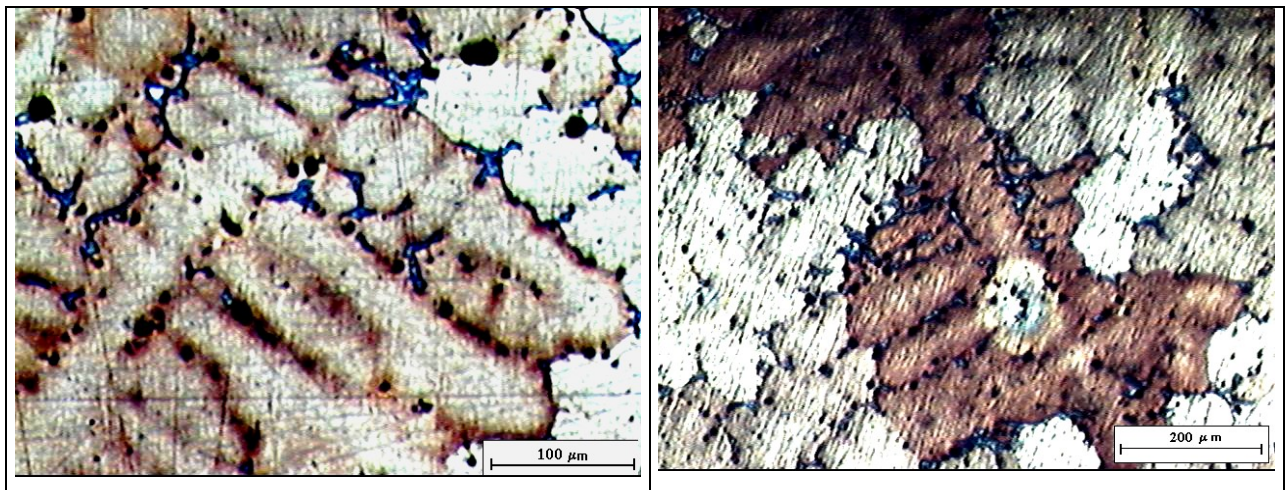
O resultado dos ensaios de microdureza da tabela 5.6 mostra também a diferença de dureza entre duas regiões da peça. Com pequeno o valor médio e desvio padrão medido, consegue-se ver a uniformidade da dureza em todo molde.

**Tabela 5.6: Resultados das Microdurezas do molde (b).**

|               | <i>Alfa (HV)</i> |            | <i>Beta (HV)</i> |            |
|---------------|------------------|------------|------------------|------------|
|               | Areia            | Coquilha   | Areia            | Coquilha   |
| <b>Média</b>  | 74,25            | 73,97      | 96,82            | 96,71      |
| <b>Desvio</b> | $\pm 1,67$       | $\pm 1,82$ | $\pm 0,66$       | $\pm 2,46$ |

**5.3 Correlações das propriedades mecânicas e metalúrgicas com espaçamento dendrítico secundário.**

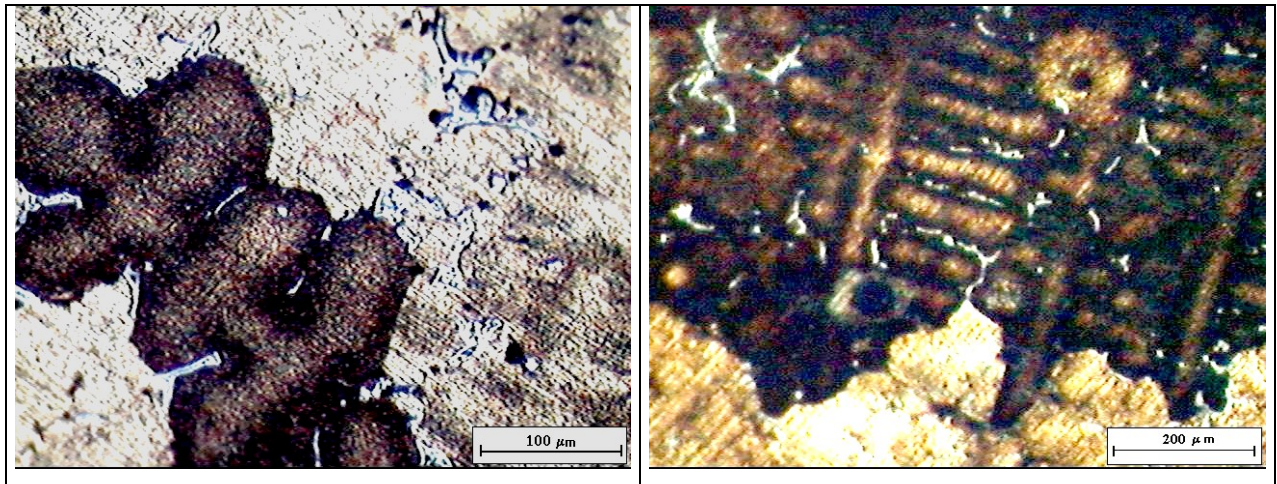
As Figuras 5.12 a 5.16 apresentam as estruturas brutas de fusão obtidas das amostras 1, 2, 3, 4, 5 retiradas do lingote. Os resultados dos ensaios das durezas (HRB e HV ) correspondentes estão resumidos nas tabelas 5.7 a 5.11. Observa-se com a diferença de microduza, a presença de duas fases.



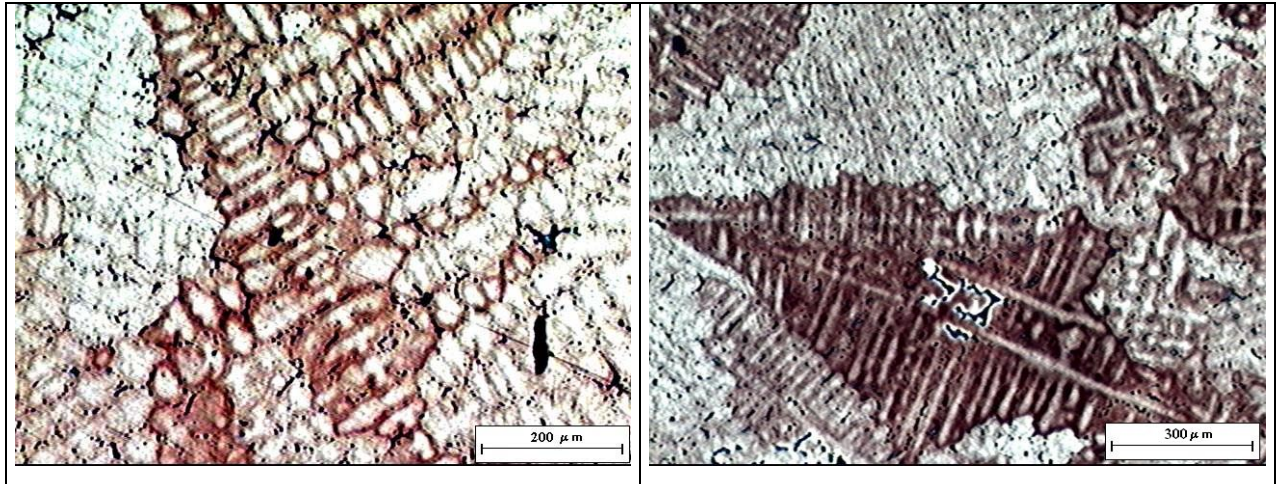
**Figura 5.12: Estrutura bruta de fusão da amostra 1.**

**Tabela 5.7: Resultado das durezas da amostra 1.**

|        | Fase Clara (HV) | Fase Escura (HV) | Média (HV)    | Média (HRB)   |
|--------|-----------------|------------------|---------------|---------------|
| Máximo | 189,54          | 149,25           | -             | 58,00         |
| Mínimo | 179,52          | 138,77           | -             | 47,00         |
| Média  | <u>183,17</u>   | <u>143,73</u>    | <u>163,42</u> | <u>56,17</u>  |
| Desvio | <u>± 5,56</u>   | <u>± 5,26</u>    | <u>± 5,41</u> | <u>± 4,12</u> |

**Figura 5.13: Estrutura bruta de fusão da amostra 2.****Tabela 5.8: Resultado das durezas da amostra 2.**

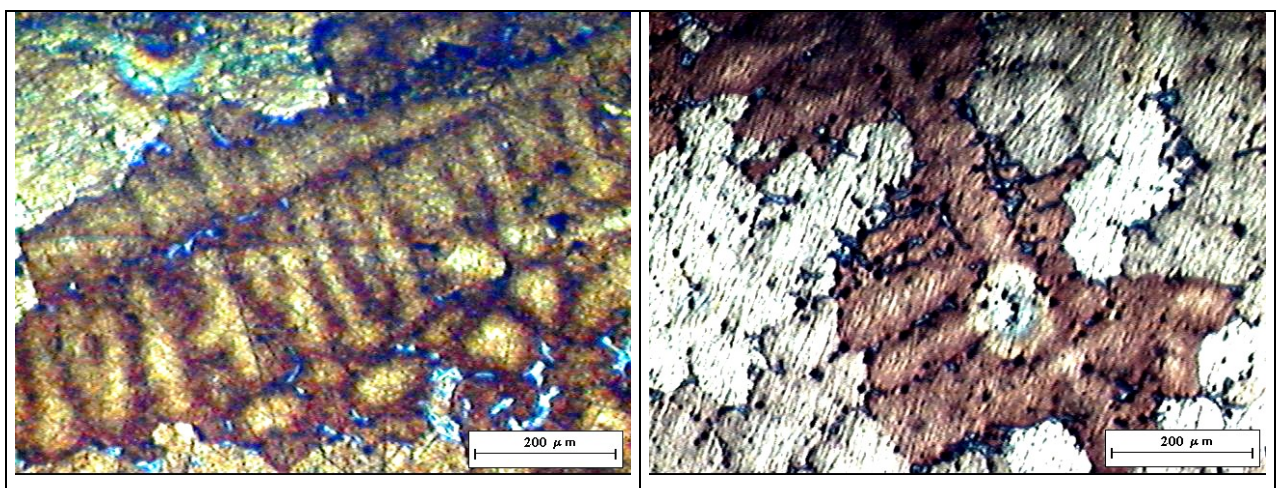
|        | Fase Clara (HV) | Fase Escura (HV) | Media (HV)    | Média (HRB)   |
|--------|-----------------|------------------|---------------|---------------|
| Máximo | 172,42          | 129,47           | -             | 45,00         |
| Mínimo | 160,28          | 126,41           | -             | 41,00         |
| Média  | <u>163,37</u>   | <u>127,53</u>    | <u>145,38</u> | <u>43,33</u>  |
| Desvio | <u>± 7,94</u>   | <u>± 1,73</u>    | <u>± 4,83</u> | <u>± 1,86</u> |



**Figura 5.14: Estrutura bruta de fusão da amostra 3.**

**Tabela 5.9: Resultado das durezas da amostra 3.**

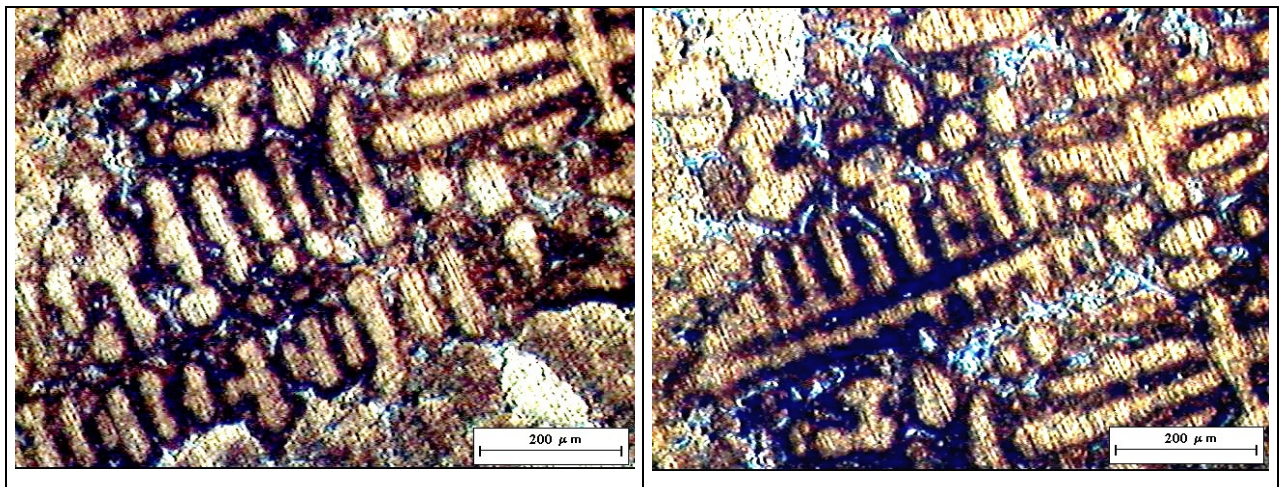
|               | Fase Clara (HV) | Fase Escura (HV) | Média (HV)    | Média (HRB)   |
|---------------|-----------------|------------------|---------------|---------------|
| Máximo        | 158,53          | 129,80           | -             | 44,00         |
| Mínimo        | 146,32          | 120,35           | -             | 40,00         |
| Média         | <u>151,57</u>   | <u>124,56</u>    | <u>137,75</u> | <u>42,50</u>  |
| Desvio Padrão | <u>± 6,30</u>   | <u>± 5,14</u>    | <u>±5,72</u>  | <u>± 1,64</u> |



**Figura 5.15: Estrutura bruta de fusão da amostra 4**

**Tabela 5.10: Resultado das durezas da amostra 4.**

|               | Fase Clara (HV) | Fase Escura (HV) | Média (HV)    | Média (HRB)   |
|---------------|-----------------|------------------|---------------|---------------|
| Máximo        | 145,73          | 119,55           | -             | 41,00         |
| Mínimo        | 138,46          | 91,58            | -             | 39,00         |
| Média         | <u>142,20</u>   | <u>106,76</u>    | <u>124,48</u> | <u>40,17</u>  |
| Desvio Padrão | <u>± 3,66</u>   | <u>± 14,12</u>   | <u>± 8,89</u> | <u>± 0,98</u> |

**Figura 5.16: Estrutura bruta de fusão da amostra 5.****Tabela 5.11: Resultado das durezas da amostra 5.**

|        | Fase Clara (HV) | Fase Escura (HV) | Média (HV)    | Média (HRB)   |
|--------|-----------------|------------------|---------------|---------------|
| Máximo | 143,16          | 82,53            | -             | 39,00         |
| Mínimo | 114,74          | 79,82            | -             | 34,00         |
| Média  | <u>132,63</u>   | <u>81,22</u>     | <u>106,88</u> | <u>36,17</u>  |
| Desvio | <u>± 15,60</u>  | <u>± 1,36</u>    | <u>± 8,47</u> | <u>± 2,04</u> |

As medidas dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) são apresentados na tabela 5.12. Observa-se a diferença do EDS das diferentes amostras. Esta diferença é diretamente relacionada a região, onde foi retirada cada amostra.

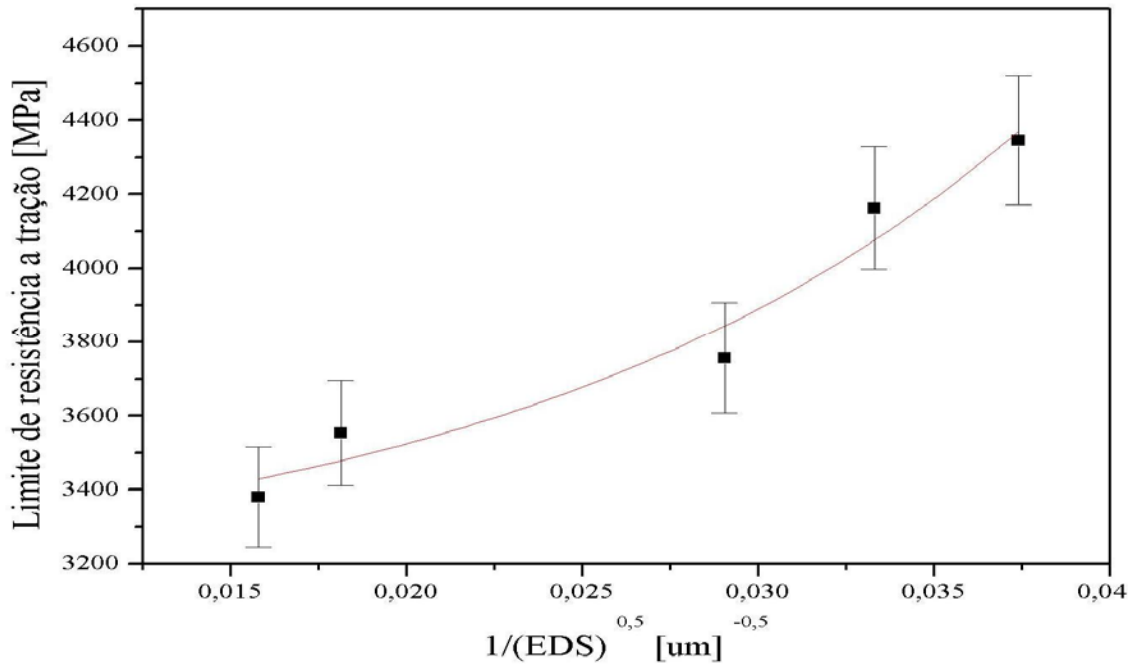
Tabela 5.12: Medidas dos EDS das amostras.

| $\lambda$ ( $\mu\text{m}$ ) | Amostra 1   | Amostra 2   | Amostra 3   | Amostra 4   | Amostra 5   |
|-----------------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|
| $\lambda_{\text{máximo}}$   | 33,3        | 44,4        | 44,3        | 80,3        | 133,3       |
| $\lambda_{\text{mínimo}}$   | 26,7        | 28,6        | 30,8        | 40,1        | 50,4        |
| $\lambda_{\text{médio}}$    | <u>26,7</u> | <u>30,3</u> | <u>34,4</u> | <u>55,1</u> | <u>63,5</u> |
| Desvio                      | $\pm 1,0$   | $\pm 0,9$   | $\pm 1,4$   | $\pm 1,6$   | $\pm 1,9$   |

A Figura 5.17 representa a correlação entre os resultados experimentais do limite de resistência à tração ( $\sigma_u$ ) e os correspondentes valores médios de EDS, observados em cada corpo de prova. Observa-se a nítida tendência de crescimento de  $\sigma_u$ , com a diminuição de EDS, tendência que pode ser refletida por expressões semelhantes, na forma à conhecida equação de Hall-Petch [Hall, 1951; Petch, 1953]:

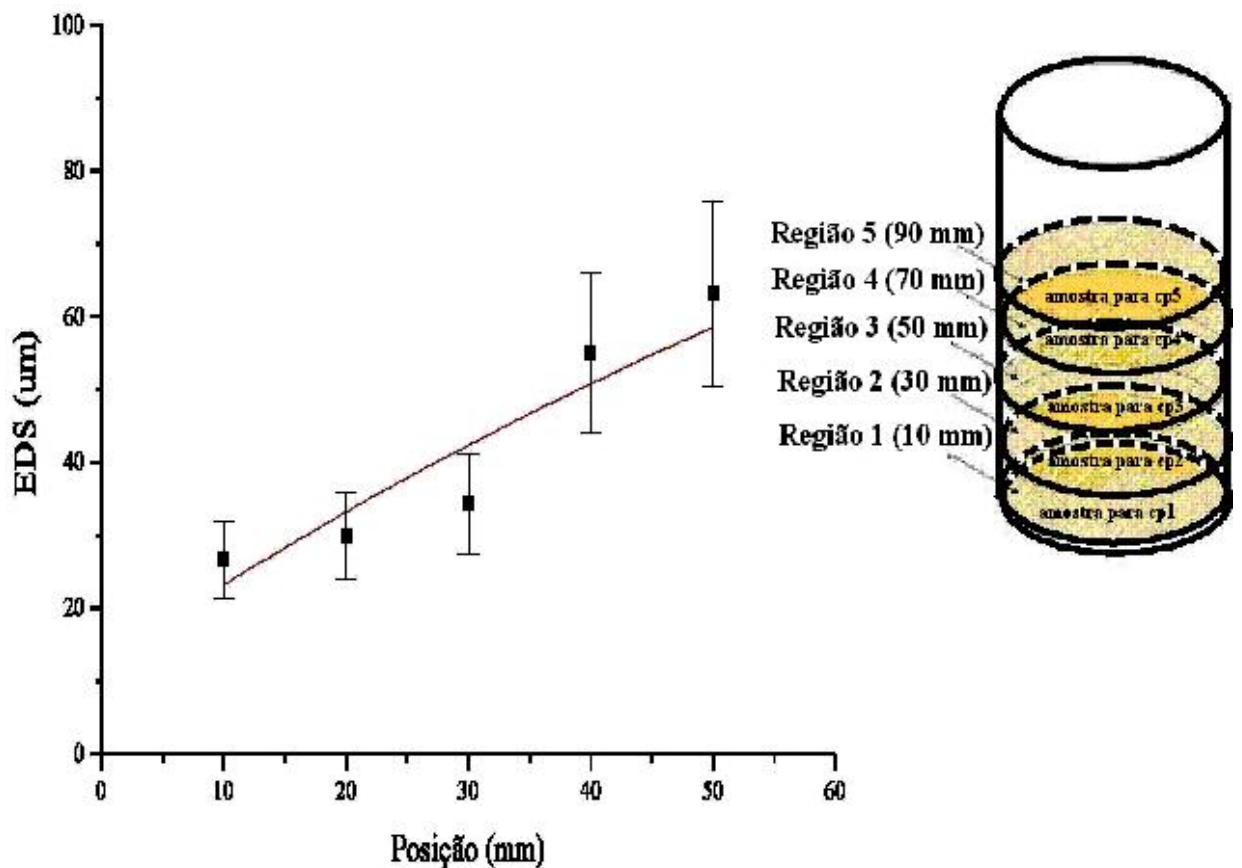
$$\sigma_u = \sigma_u 0 + d (1/\lambda)^{0.5}$$

onde  $\sigma_u$  é o limite de resistência a tensão,  $d$  é o coeficiente da reta e  $(1/\lambda)$  o espaçamento dendrítico secundário.

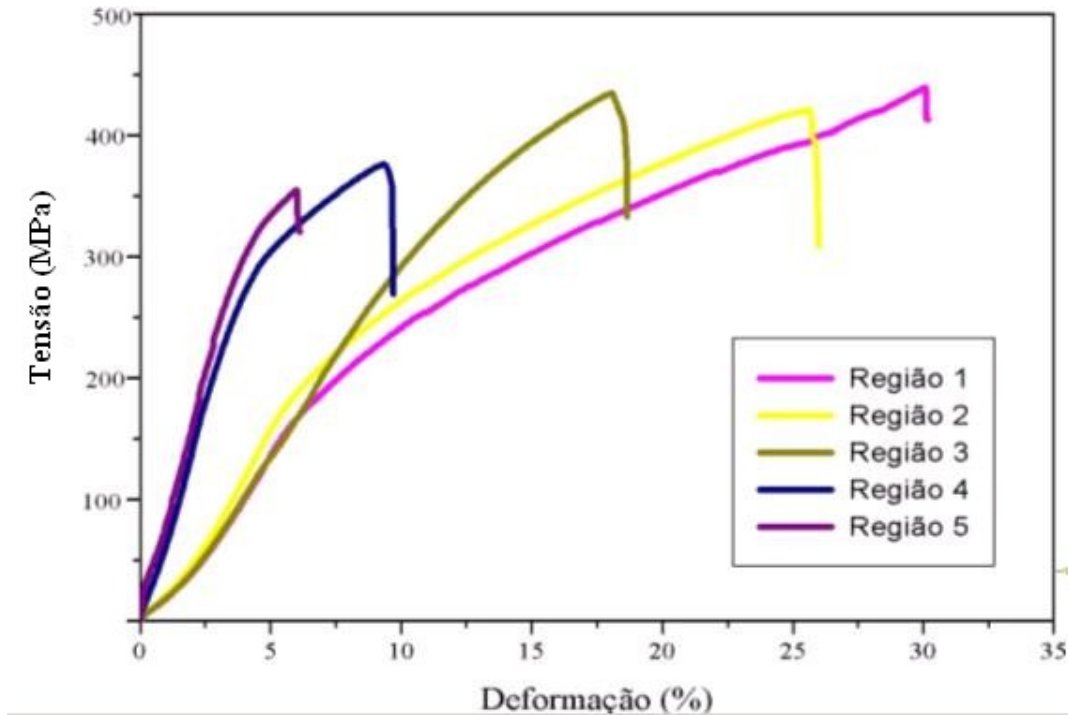


**Figura 5.17: Relação do limite de resistência à tração ( $\sigma_u$ ) com espaçamento dendrítico secundário (EDS) .**

A Figura 5.18 mostra o comportamento do EDS ao longo do lingote. Observou-se, conforme indicado na literatura [Boettinger 2000], a medida que aumenta a distância em relação a principal região de extração de calor, o EDS também aumenta, ou seja, o EDS é proporcional a distância da base.



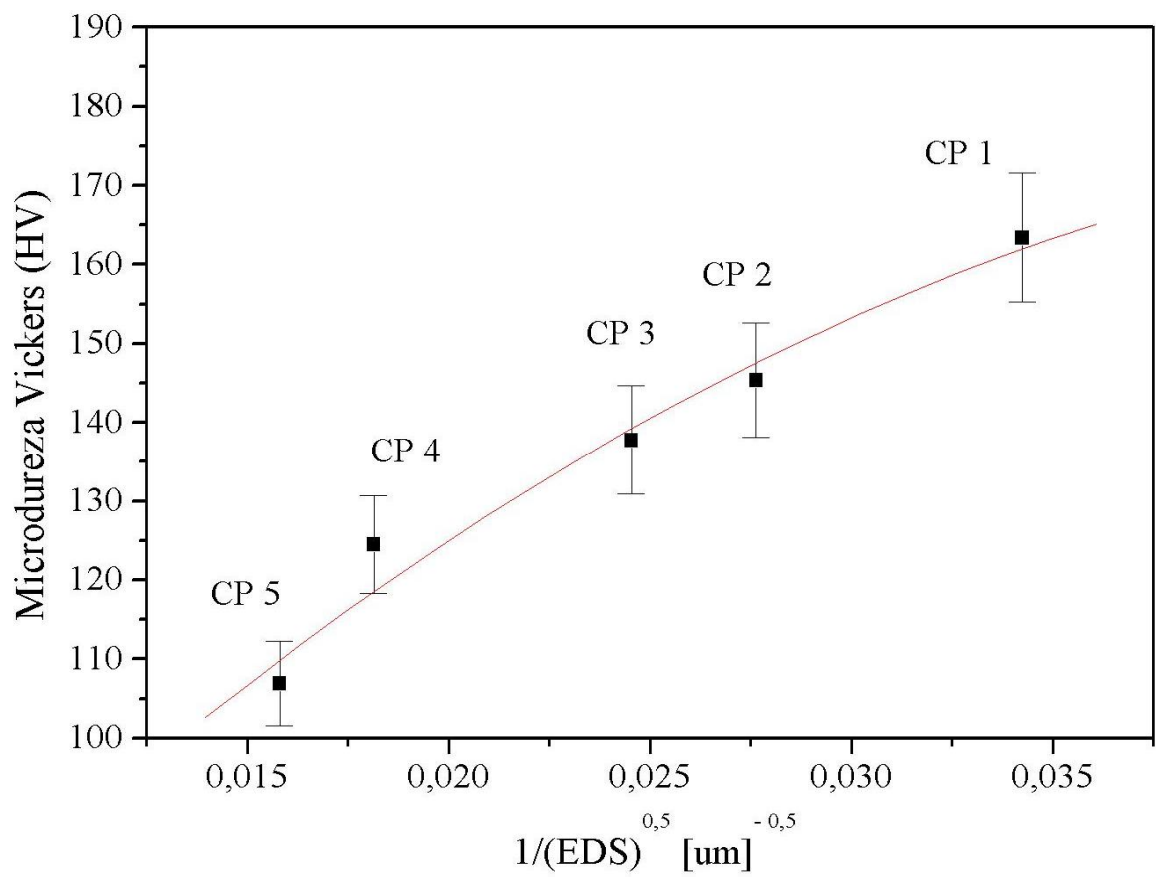
**Figura 5.18: Relação do EDS com a posição das amostras no lingote.**



**Figura 5.19: Gráfico tensão deformação.**

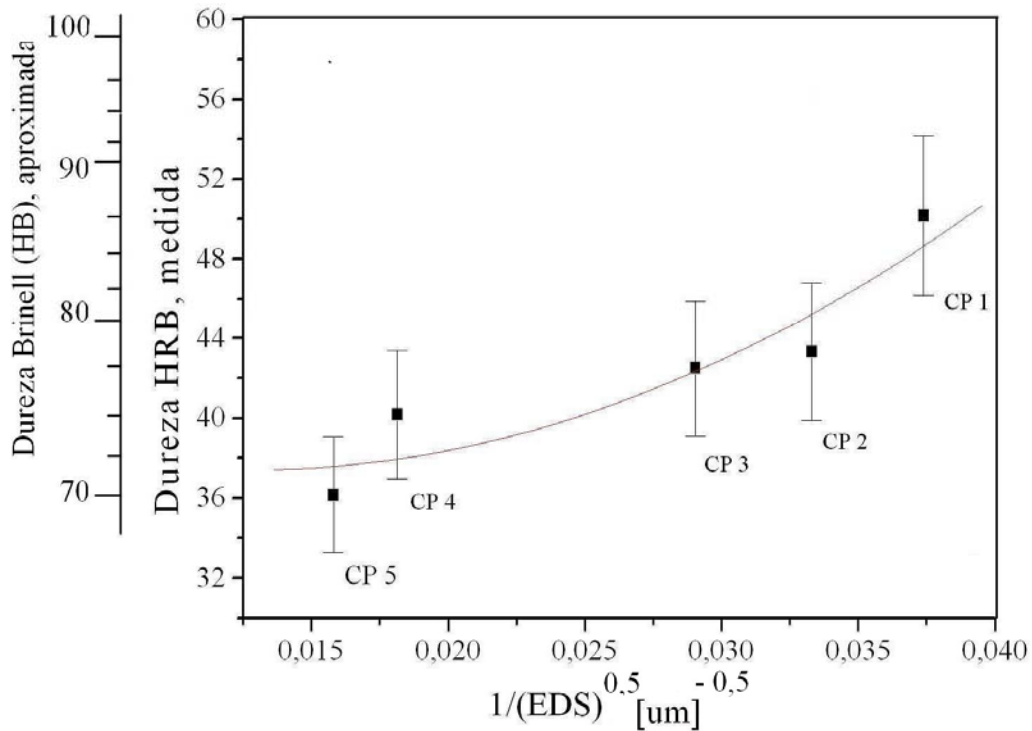
A Figura 5.19 mostra a resistência mecânica de cada amostra e seu comportamento durante o ensaio de tração. Os resultados obtidos são compatíveis e coerentes com a literatura [Corrêa 2002]. A liga mostrou-se ser bastante dúctil, como uma resiliência ( $U_r$ ) pouco variável entre diferentes regiões. Segundo Gronostajski [Gronostajski 2001], este comportamento é característica de liga de latão mais usado nas indústrias. A tenacidade desta liga apresenta um comportamento inversamente proporcional ao EDS, ou seja, o corpo de prova retirado na região 1 apresentou melhor combinação da dureza e ductilidade que os demais.

As Figuras 5.20 e 5.21 mostram a relação entre as durezas (HV e HRB) e EDS. Pode-se ver a diminuição da dureza com aumento do EDS.



**Figura 5.20: Relação entre a microdureza e o EDS.**





**Figura 5.21: Relação entre a dureza e o EDS**

O comportamento da liga em relação as durezas, conforme mostrado nas Figuras anteriores pode ser representado através das equações empíricas da seguinte forma:

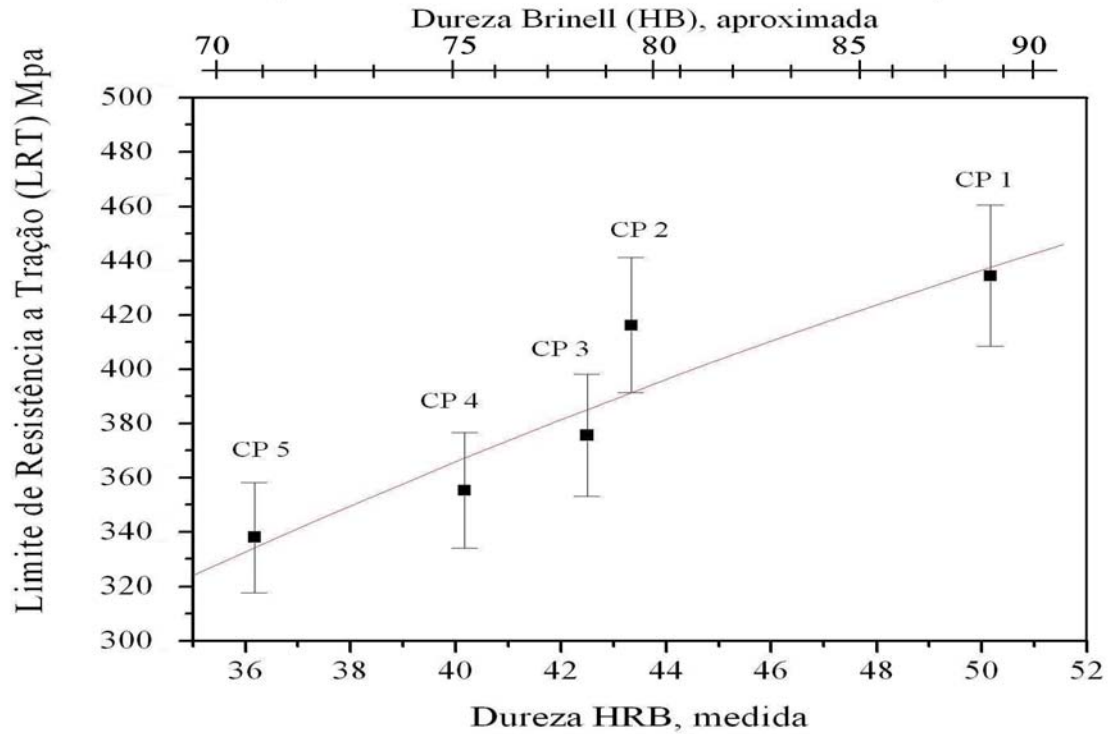
$$HV = 35,55 + 5565,68 \times 1/(EDS) - 54712,32 \times 1/(EDS)^2$$

$$HRB = 40,28 - 460,64 \times 1/(EDS) + 18290,01 \times 1/(EDS)^2$$

A relação entre a dureza e o limite a resistência a tração, é mostrado na Figura 5.22. A liga apresentou maior resistência a tração nas regiões com maior dureza. Assim, para trabalho que exige as qualidades do latão 60/40, com maior dureza e resistência a tração, é recomendada a região 1.

Extrapolando, pode-se relacionar o LRT com HRB com a seguinte expressão empírica:

$$\sigma_u = 71,3 + 7,4 \times (HRB)$$



**Figura 5.22: Correlação entre LRT e HRB.**

Para o cálculo da velocidade média de solidificação, da taxa de resfriamento e do gradiente térmico, usou-se os dados obtidos na análise térmica, apresentados na Tabela 5.13.

A Tabela 5.13 mostra um exemplo, das posições gravadas em cada tempo, na segunda e quarta regiões do lingote, conforme mostrado na Figura 5.21, sendo que na 1ª coluna estão dispostos o tempo e, nas colunas subsequentes, estão as temperaturas.

**Tabela 5.13: Temperatura e Posição das amostras 2 e 4.**

| Tempo (s)   | Posição 20 mm | T (°C) | Posição 60 mm       | T (°C) |
|-------------|---------------|--------|---------------------|--------|
| <u>10,2</u> | <u>917,1</u>  |        | 892,5               |        |
| 10,7        | 907,4         |        | 901,9               |        |
| 10,9        | 903,8         |        | 905,5               |        |
| <u>11,0</u> | <u>900,8</u>  |        | 907,9               |        |
| <u>16,1</u> | 892,4         |        | <b><u>912,0</u></b> |        |
| 16,1        | 889,7         |        | 911,4               |        |
| 16,4        | 887,3         |        | 906,0               |        |
| <u>17,0</u> | 864,9         |        | <u>901,5</u>        |        |

Pode-se observar desse conjunto de dados, que o tempo entre 10,22 e 11,00 segundos, na primeira coluna na posição 20 mm (segunda coluna) ocorreu a passagem da frente de solidificação ( $T_l = 903^\circ$ ), o mesmo ocorrendo entre 16,11 e 17,02 segundos na posição 60 mm (a terceira coluna).

Desta forma, utilizando-se a interpolação, foi achado o tempo aproximado, da passagem da isoterma liquidus, para as duas posições:

### **Posição 20 mm**

$$\frac{(917,10-903)}{(917,10-900,80)} = \frac{(10,22-X)}{(10,22-11,00)} \Rightarrow x = 10,87s$$

### **Posição 60 mm**

O mesmo cálculo é feito para a posição 40 mm, obtendo-se 16,85 s.

Dessas observações pode-se obter a velocidade de solidificação nesses pontos para uma temperatura de  $903^\circ\text{C}$  dado por:

$$V(20-60) = \frac{\text{distância percorrido}}{\text{tempo}} \Rightarrow V = \frac{40\text{mm}}{16,85-10,87} = 6,67\text{ mm/s}$$

### **Cálculo da taxa**

Nesta mesma condição a taxa pode ser calculada fazendo:

$$\text{A 20 mm: Taxa} = \frac{\text{Variação da temperatur a}}{\text{tempo}} \Rightarrow \text{Taxa} = \frac{917,10-903}{10,86-10,22} = 22,02\text{ K/s}$$

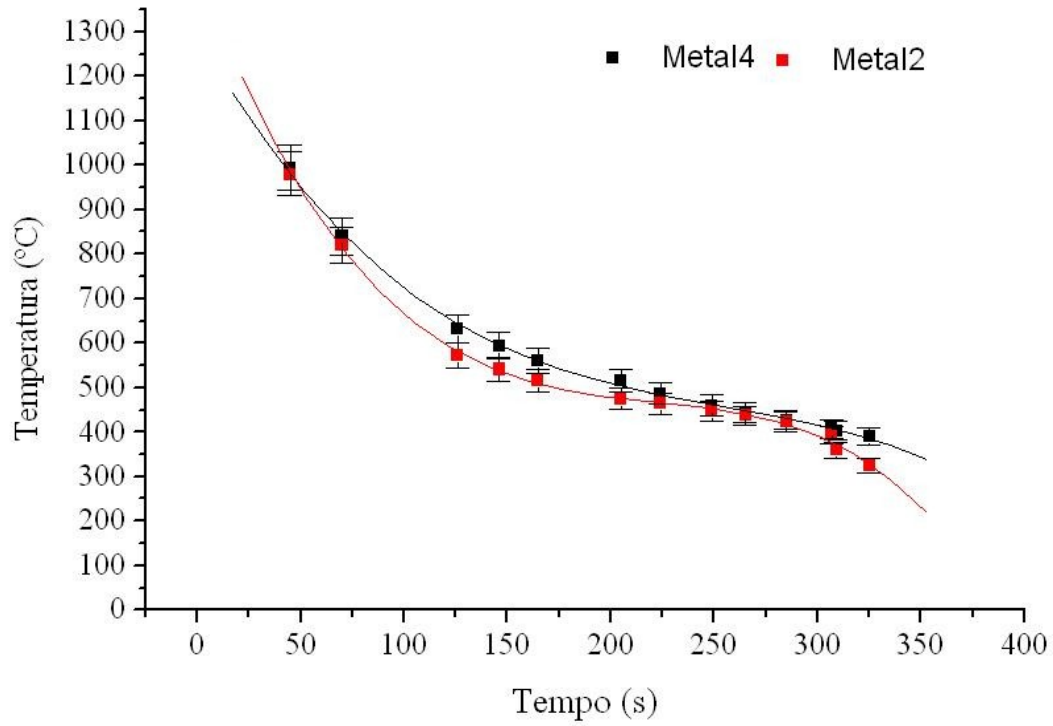
$$\text{A 60 mm: Taxa} = \frac{\text{Variação da temperatur a}}{\text{tempo}} \Rightarrow \text{Taxa} = \frac{912,02-903}{16,85-16,11} = 12,15\text{ K/s}$$

Também, o gradiente pode ser obtido para o tempo de 10,22 segundos da seguinte maneira:

$$G = \frac{\text{Variação da temperatur a}}{\text{Distância}} \Rightarrow G = \frac{917,09-892,50}{40} = 0,61\text{ K/mm}$$

A diferença obtida nas taxas é devido as diferentes regiões de aquisição de temperatura. Com esperado a maior taxa ocorreu na região mais próxima da base, ou seja, a 20 mm do sistema de refrigeração.

A Figura 5.23 ilustra o comportamento do sistema durante a solidificação. Vê-se a amostra 2, posicionada a 20 mm de a base refrigerada iniciar a solidificação com uma taxa 50 % acima da amostra 4.



**Figura 5.23: Taxa de resfriamento.**

## 7. CONCLUSÃO

O estudo realizado sobre os fundidos de latão, permitiu entender melhor o diagrama de fases Cu-Zn, principalmente, em relação ao latão 60/40. Foi mostrada a influência dos elementos de liga, e a contribuição de cada elemento na formação do Zinco equivalente.

As análises de areia realizada na primeira fase, garantiram um padrão de moldagem, ou seja, uma uniformidade em cada operação realizada. Os resultados apresentados pelo sistema de moldagem desenvolvido mostraram-se satisfatórios com relação à literatura.

Apesar dos bons resultados apresentados nas simulações, o modelo 3, devido a sua brusca redução de seção do canal de distribuição para o canal de ataque, apresentou na prática um péssimo acabamento superficial. As regiões próximas aos canais de ataque apresentaram defeitos de sinterização.

A geometria do molde escolhida apresentou melhores propriedades mecânicas e metalúrgicas e menos defeitos quando comparado com outros sistemas.

Analisando os resultados das medidas de microdureza e com as micrografias, concluiu-se que a região dendrítica, a matriz, é a fase  $\alpha$ .

A microestrutura mostrou coerência com o ensaio da microdureza. A análise das fases finais mostrou que as propriedades mecânicas e metalúrgicas finais dependem dos parâmetros da fundição e da liga. Os ensaios mecânicos de tração ( $\sigma_u$ ) e de dureza (HB e HV) foram bem sucedidos e apresentaram resultados compatíveis com a da literatura. A resistência à tração e a dureza diminuíram com o crescimento do EDS.

Os resultados obtidos, mostrados nas figuras e tabelas, foram correlacionados com os parâmetros estruturais e com as microestruturas resultantes. Assim, conseguiu-se obter expressões empíricas do tipo  $\sigma_u = f(\lambda_2)$ ,  $HRB = f(\lambda_2)$ ,  $HV = f(\lambda_2)$ . Estas expressões se mostram coerentes com as apresentadas por Hall-Petch.

Observou-se que o crescimento da taxa de resfriamento foi inversamente proporcional ao crescimento do EDS. Comportamento compatível com as análises mecânicas e metalúrgicas realizadas.

## 8. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aprofundar a análise sobre a influência dos elementos de liga, aumentado e/ou diminuindo sua concentração na liga 60/40;
- Executar os ensaios mecânicos associados aos diferentes tratamentos térmicos;
- Fazer os ensaios de fadiga e fluência;
- Variar a composição da liga e efetuar as análises apresentados neste trabalho; Calcular o h do sistema;
- Montar um software com um banco de dados obtidos;
- Estabelecer correlações, na forma de expressões analíticas, entre os principais parâmetros de solidificação ( $V$ ,  $G$ ,  $\dot{T}_1$ ) com características microestruturais ( $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$ , T.G).

## 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

### Artigos Técnicos/Científicos

- [Assouli 2003] ASSOULI, B., SRHIRI, A., IDRISSE, H., “Characterization and control of selective corrosion of  $\alpha,\beta'$ - brass by acoustic emission”, **NDT and E International**, V.36, p. 117-126, 2003.
- [Benchika 2001] BENCHIKHA, T. et al. “ Etude de l’influence de la bentonite et de l’eau sur les propriétés thermophysiques et le pouvoir gazeifiant d’ un moule a vert.”, **Science Material**, V. 26, p. 1-11, 2001.
- [Bursikova 2002] BURSIKOVA, V. et al. “Creep behaviour of leaded brass ”, **Materials Science and Engineering**, V.48, p.235-238, 2002.
- [Boettinger 2000] BOETTINGER, W.J. et al. “Solidification Microstructures: Recent Developments, Future Directions”, **Acta Materialia**, V.48, pp.43-70, 2000.
- [Chang 2001] CHANG, Y., HOCHENG, H., “The flowability of bentonite bonded green molding sand”, **Materials Processing Technology**, V. 113, p. 238-244, 2001
- [Chen 2001] CHEN, C.K., LIN, C.Y. “Failure Analysis of Brass Rotor Bars”, **Engineering Failure Analysis**, V. 8, p. 293-301, 2001.
- [Corrêa 2002] CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., CETLIN, P.R., “The effect tension/torsion strain path changes on the work hardening of Cu-Zn brass”, **Materials Processing Technology** , V 124, p. 384-388, 2002.
- [Dybiec 1997] DYBIEC, H. AND KORBEL, A. “The composite-like structure formation of lead brass by heterogenization of deformation at high temperature”, **Materials Science and Engineering**, V.234 - 236, p. 610-613, 1997.
- [Gandin 2000] GANDIN, C.A., “From constrained to unconstrained growth during directional solidification”, **Acta Materialia**, V.48, p. 2483-2501, 2000.
- [Gialanella 2001] GIALANELLA, S., LUTTEROTTI, L. “Metastable structure in  $\alpha-\beta'$  brass”, **Journal of Alloys and Compounds** ,V.317, p. 317-318, 2001.

- [Gronostajski 2001] GRONOSTAJSKI, Z.J, “Correlation between stress-strain relation and phase transformation in copper alloys”, **Materials Processing Technology**, V. 119, p. 244-250, 2001.
- [Hofmann 2005] HOFMANN, U; EL-MADG, E., “Behaviuor of Cu-Zn alloys in high speed shear tests and in chip formation processes”, **Materials Science and Engineering**, V.395, p. 129-140, 2005.
- [Kurz 2001] KURZ, W., BEZENÇON, C; GÄUMANN, M., “Columnar to equiaxed transition in solidification processing”, **Science and Technology of Advanced Materials**, V.2, p.185-191, 2001.
- [Kuznetsov 2001] GUZNETSOV, A.V., XIONG, M., “Dependence of microporosity formation on the direction of solidification”, **Int. Comm. Heat Mass Transfer**, V.29, p. 25-34, 2002.
- [Lee 2003] LEE, S.Y.; CHUN Y.B.; HAN, J.W; AND HWANG, S.K., “Effect of termomechanical on grain boundary characteristics in two-phase brass”, **Materials Science and Engineering**, V.363, p. 307-315, 2003.
- [Lee 2004] LEE, P.D. et al. “Multiscale modelling of solidification microstructures, including microsegregation and microporosity, in an Al-Si-Cu alloys”, **Materials Science and Engineering**, V.365, p. 57-65, 2004.
- [Maeda 2003] MAEDA, Y.et al. “Squeeze molding simulation using the distinct element method considering green sand properties”, **Materials Processing Technology**, 135, pp. 172-178, 2003.
- [Mahapatra 1987] MAHAPATRA, R.B.; WEINBERG, F., “The Columnar to Equiaxed transition in tin-lead alloys”, **Materials Science and Engineering**, V.18, p. 425-432, 1987.
- [Mahmudi 1998] MAHMUDI, R.; MEHDIZADEH, M., “Surface roughening during uniaxial and e qui-biaxial stretching of 70-30 brass sheets”, **Materials Processing Technology**, V.80-81, p. 707-712, 1998.
- [Mateso 2005] Mateso, V et al. “Moldagem e caracterização de fundidos de latão”, Congresso Nacional de Fundição, setembro 2005.
- [Mindivan 2003] MINDIVAN, H.; CIMENOGLU, H. AND KAYALI, E.S, “Microstructures and wear properties of brass synchronizer rings”, **WEAR**, V.250, p. 532-537, 2003.
- [Rabab 2004] RABAB, M.E. ; ISMAIL, K.M.; BADWAY, W.A, “Effect of Zn and Pb as alloying elements on the electrochemical behavior of brass in NaCl solutions”, **Electrochimica Acta**, V.49, pp.5139-5150, 2004.



- [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.
- [Seungman 2002] SEUNGMAN, S.; KANG, T. “The effects of tin and nickel on the corrosion behavior of 60Cu-40Zn alloys”, **Jornal of alloys and compounds**, V.335, p. 281-289, 2002.
- [Stanford 2005] STANFORD, N.; BATE, P.S., “Crystallographic variant selection in  $\alpha$ - $\beta$  brass”, **Acta Materialia**, V.53, p. 859-867, 2005.
- [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 and Engineering A**, V.277, p.198-205, 2000.
- [Taha 1984] Taha M.A., “La maîtrise des caracteristiques de serrage du sable a vert”, **Fondeur d’ aujourd’hui**, V.32, p. 19 – 24 , 1984.
- [Vives 1988] Vives Charles, A., “Effects of a forced flow during the controlled solidification of a pure metal ”, **International Journal of Heat and Mass Transfer**, V.31, p.2047-2062, 1988.
- [Zanetti 2002] ZANETI, C. M., FIORE, S., “Foundry processes : The recovery of green moulding sands for core operations”, **Resources Conservation and Recycling**, V.38, p.243-254, 2002.
- [Wang 1994] WANG,Y.Z., POGGI, G., BECCARIA, A.M., “ The effect of temperature on the corrosion behaviour of a 70/30 commercial alloy sweater” . **Corrosão science**, V. 36, p 1277-1288, 1994.

### Livros

- [Bradaschia 1971] BRADASCHIA, C. – **Estudo da solubilidade de gases nos metais sólidos e líquidos, análise de seus efeitos e fundamentos dos processos para sua eliminação**. In Curso de Fundição de Ligas Não Ferrosas, ABM, 1<sup>a</sup> ed., São Paulo, 1971.
- [Bradaschia 1971] BRADASCHIA, C. – **Estudo das areias para confecção de moldes e machos, composições, propriedades, aplicações, metodos de ensaio, etc**. In Curso de Fundição de Ligas Não Ferrosas, ABM, 1<sup>a</sup> ed., São Paulo, 1971.
- [Flemings 1974] Flemings 1974, M.C. Solidification Processing, **McGraw-Hill**, New York, 1974.

- [Garcia 2001] GARCIA, A - **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Editora Unicamp, Campinas, SP, 2001.
- [Coutinho 1980] COUTINHO, T.A **Metalografia de Não Ferrosos – Análise e Prática**. Editora Edgar Blücher, SP, 1980.
- [Kurz 1992] Kurz, W. E Fisher, D.J. **Fundamentals of Solidification**, Trans Tech Publications, Switzerland, 1984/86/89/92.
- [Polan 1987] POLAN N.W, in: Corrosion, 9th Edition, , Metals Handbook, Vol. 13, ASM Internacional, Metals Park, Ohio, 1987, p. 614.
- [Rowley 1984] ROWLEY, M.T – **Casting Copper-Base Alloys**. American Foundrymen’s Society, Illinois, U.S.A, 1984.
- [Schnyder 1971] SCHNYDER, C.L – **Fundição de cobre e de ligas de cobre**. Curso teórico e prático. Cebraco, 1ª ed., São Paulo, 1971.
- [Schweitzer 1983] Schweitzer, P.A - **Corrosion and corrosion protection handbook**. New york, 1983.
- [METALS 1973] METALS HANDBOOK - Properties and Selection: Iron Ferrous Alloys and Special-Purpose Materials, **ASM International**, Tenth Edition, V.2; Metals Park, OH, 1973.
- [METALS 1988] METALS HANDBOOK – Metallography and Microstructures, **ASM International**, V.9, Metals Park, OH, 1998.

### **Teses e Dissertações**

- [Assouli 2002] ASSOULI., B. “**Étude par émission acoustique associées aux methodes électrochimiques de la corrosion et de la protection de l’alliage Cuivre-Zinc (60/40) en milieu neutre et alcalin**” Lyon – França 2002. 145p. Tese de Doutorado, INSA .
- [Boeira 2002] BOEIRA., A.P. “**Análise numérica e experimental da solidificação das ligas Al 3,5 % Cu E AA356** ” Porto Alegre 2002. 101 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola de Engenharia, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalurgica (PPGEM) da UFRGS.
- [Quaresma 1999] QUARESMA, J.M. “**Correlação entre condições de solidificações, microestrutura e resistência mecânica**”.Campinas 1999. 260 p. Tese

de Doutorado – Escola de Engenharia, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UNICAMP.

## Homepage

[1]

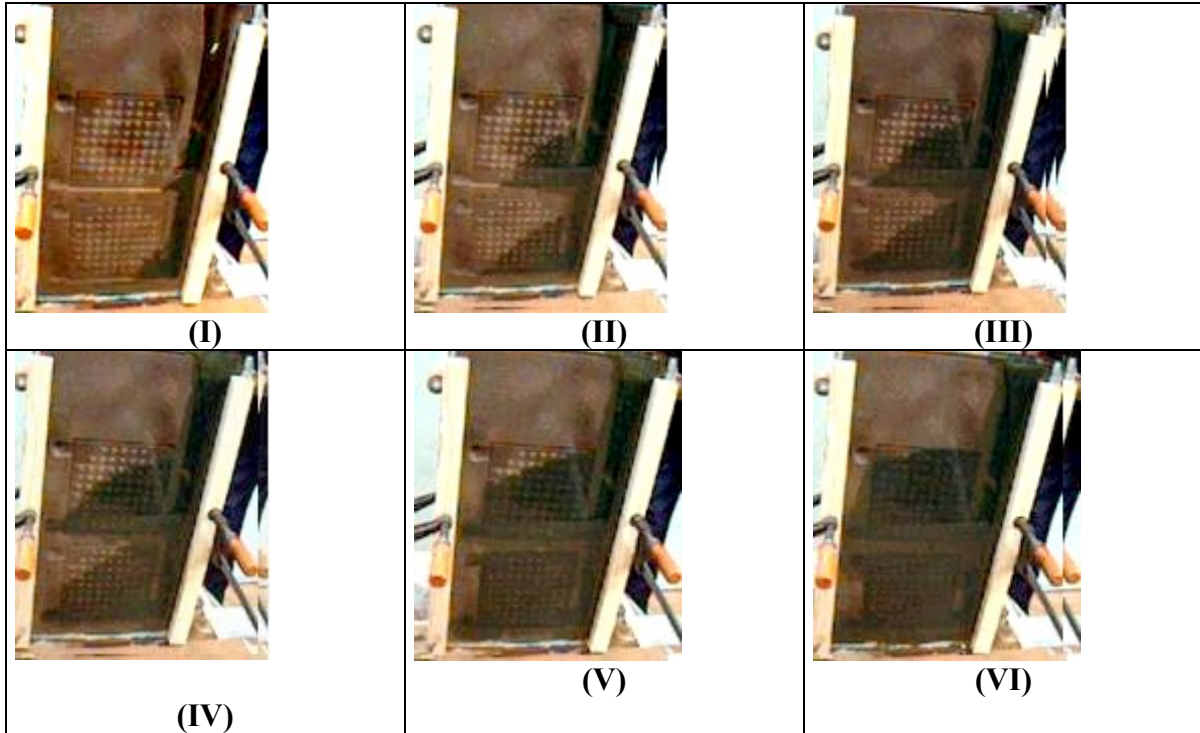
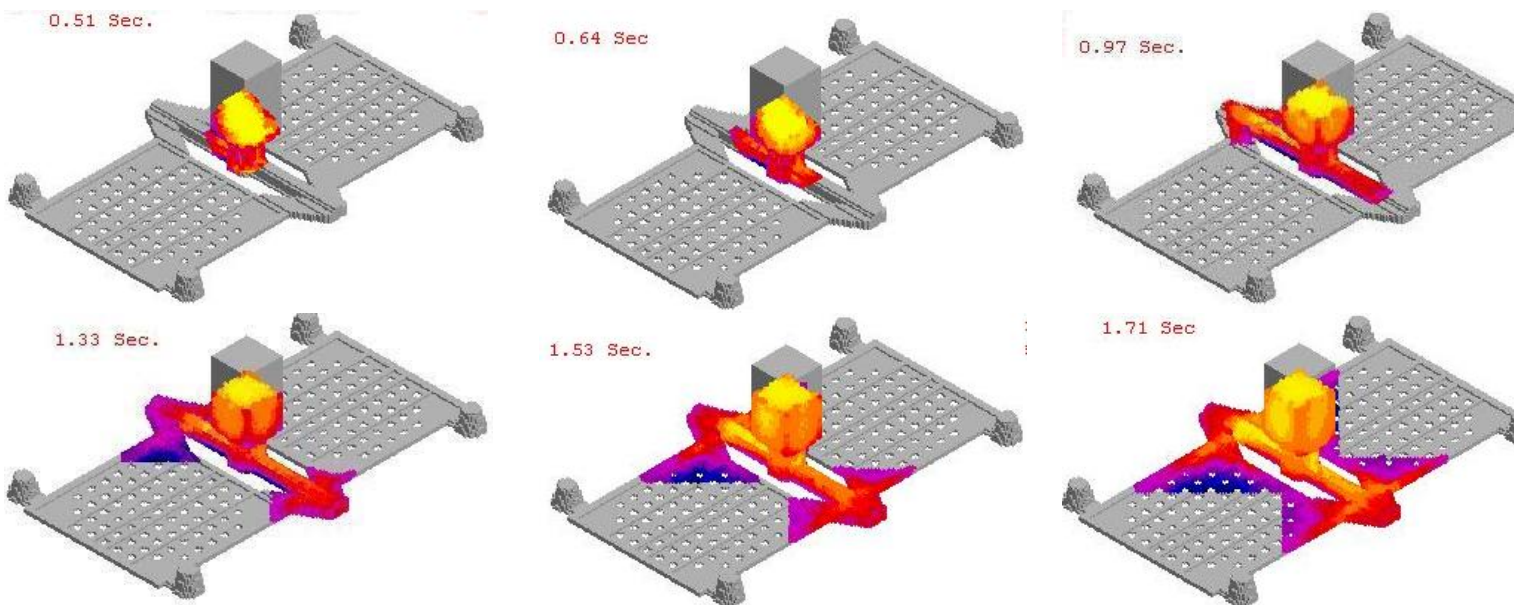
<http://images.google.com.br/imgres?imgurl=http://www.hghouston.com/images/photos/27.jpg&imgrefurl=http://www.hghouston.com/x/27.html&andh=296&andw=429&andsz=57&andtnid=3IHg44sa43MJ:&andtnh=84&andtnw=123&andhl=pt-BR&andstart=1&andprev=/images%3Fq%3D%2Bsite:www.hghouston.com%2Bdezincification%26hl%3Dpt-BR%26lr%3D> acesado em 30/04/2005.

[2]

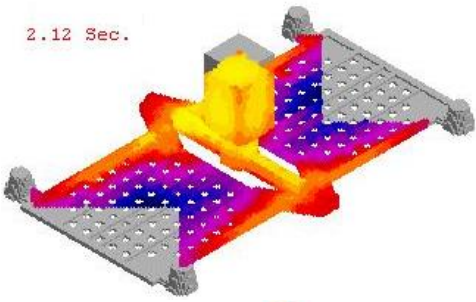
<http://www.copperbenelux.org/indust2.html> acesado em 30/04/2005.

[3]

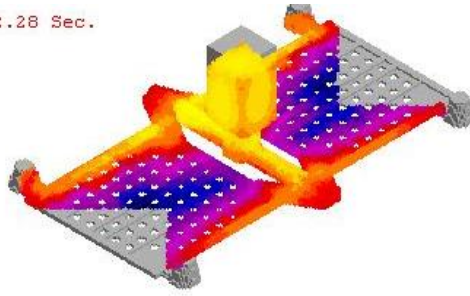
[www.abifa.com.br](http://www.abifa.com.br) acesado em 30/04/2005.

**10. APÊNDICE****Apêndice I: Seqüências dos passos do preenchimento do molde durante o teste experimental [Nautiluz 2005]****Apêndice II: Etapas de simulação do modelo 4**

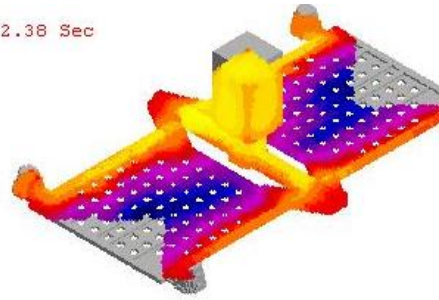
2.12 Sec.



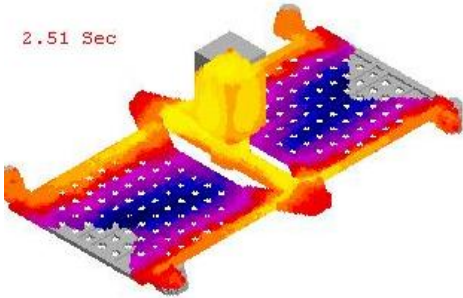
2.28 Sec.



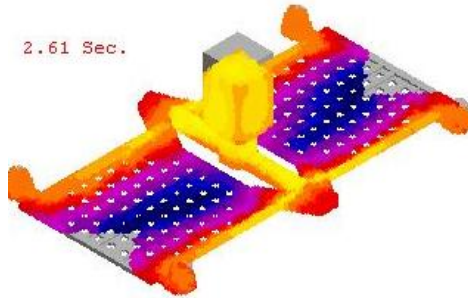
2.38 Sec



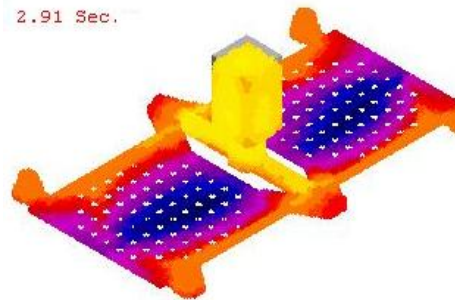
2.51 Sec



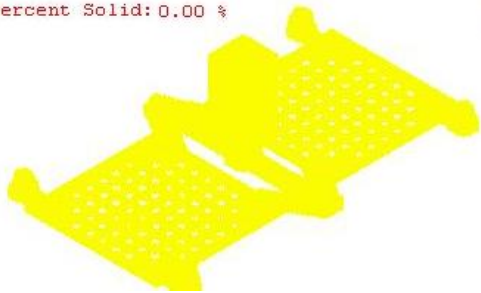
2.61 Sec.



2.91 Sec.



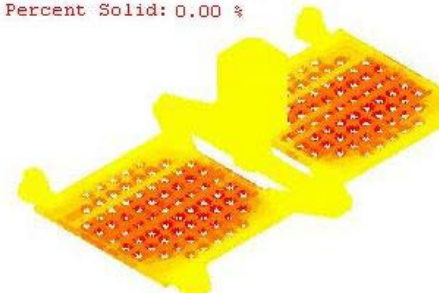
Percent Solid: 0.00 %



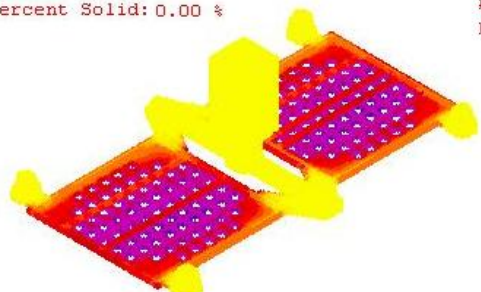
Percent Solid: 0.00 %



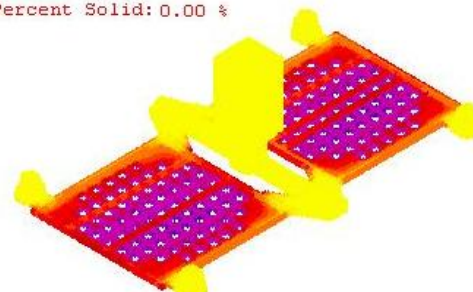
Percent Solid: 0.00 %



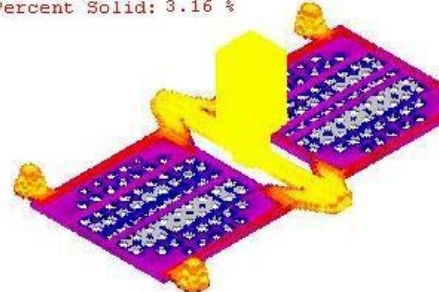
Percent Solid: 0.00 %



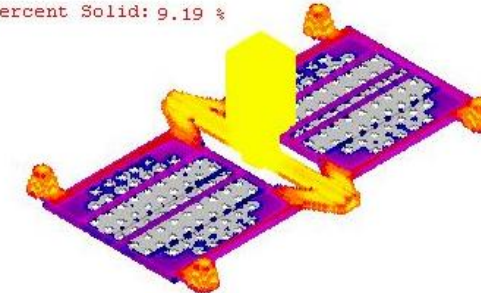
Percent Solid: 0.00 %



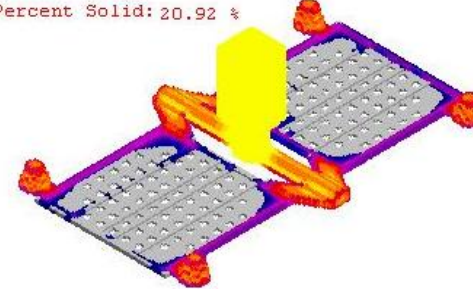
Percent Solid: 3.16 %



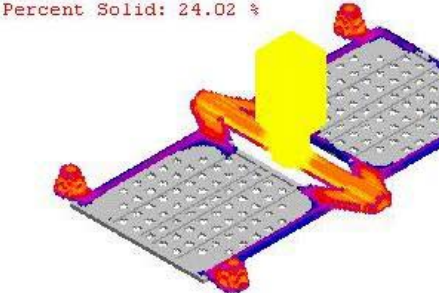
Percent Solid: 9.19 %



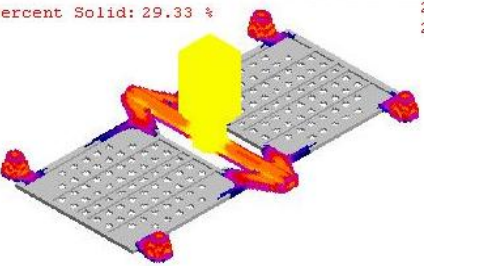
Percent Solid: 20.92 %



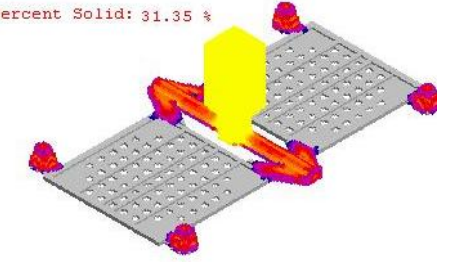
Percent Solid: 24.02 %



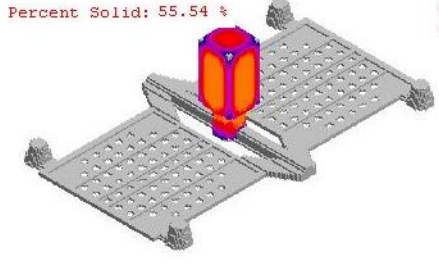
Percent Solid: 29.33 %

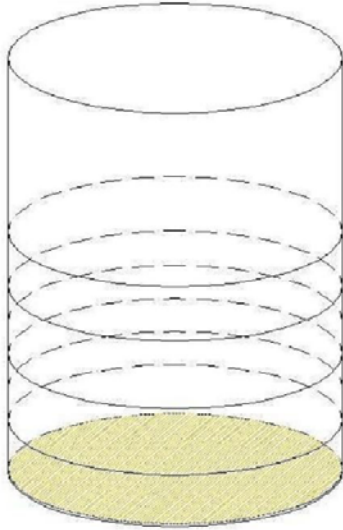


Percent Solid: 31.35 %

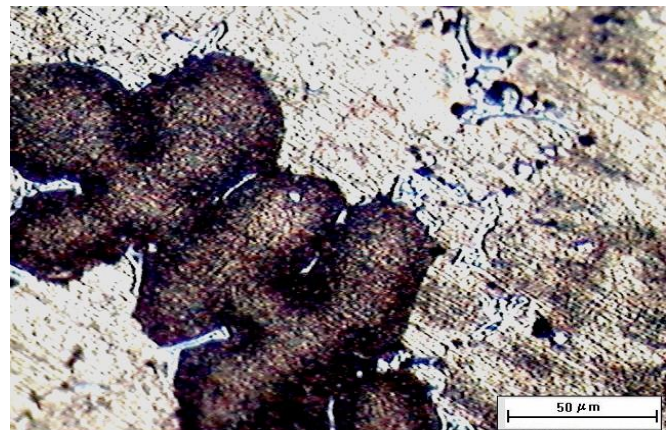
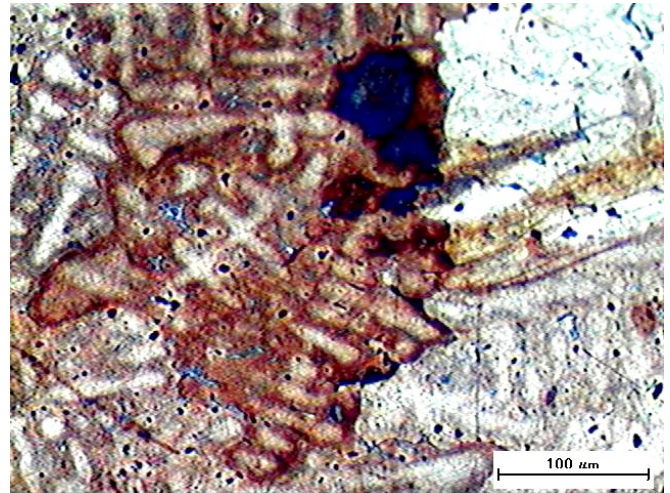
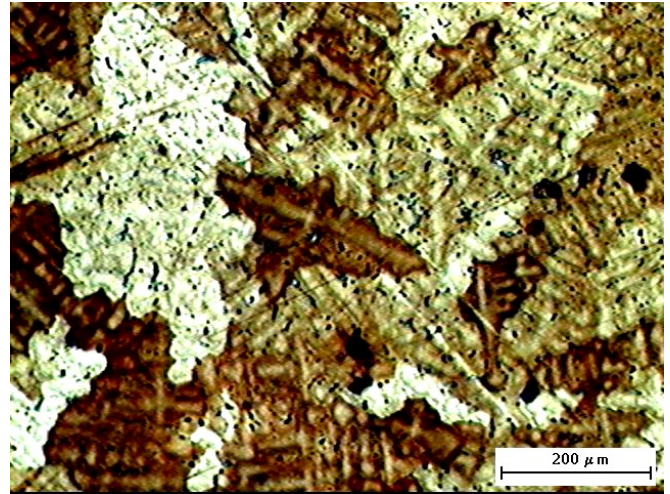
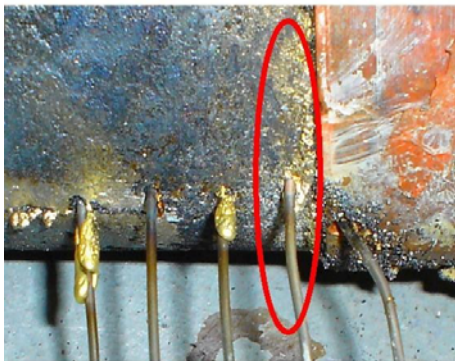


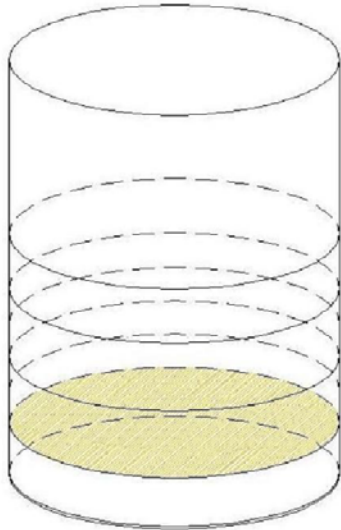
Percent Solid: 55.54 %



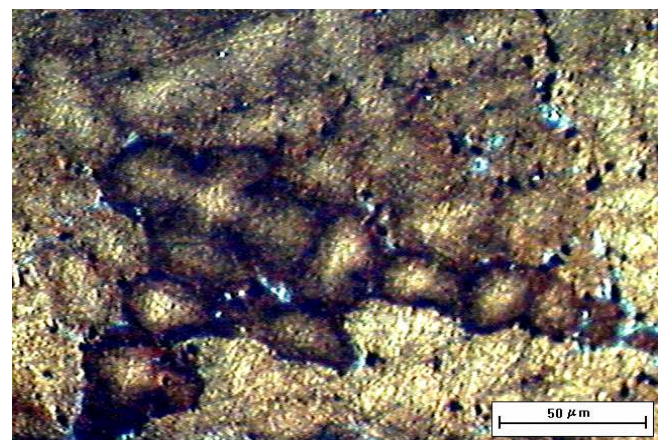
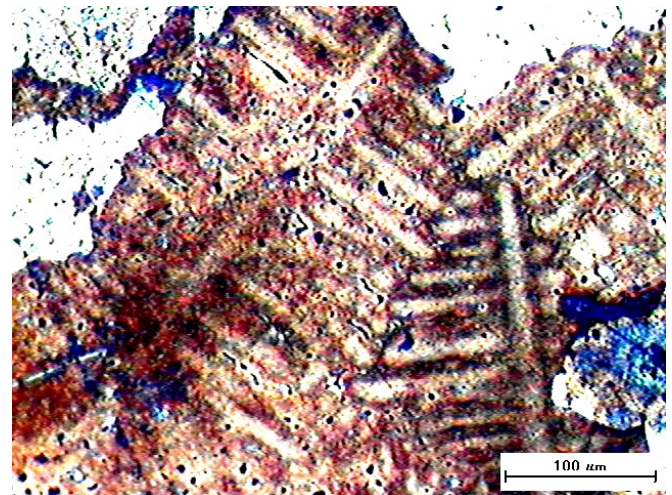
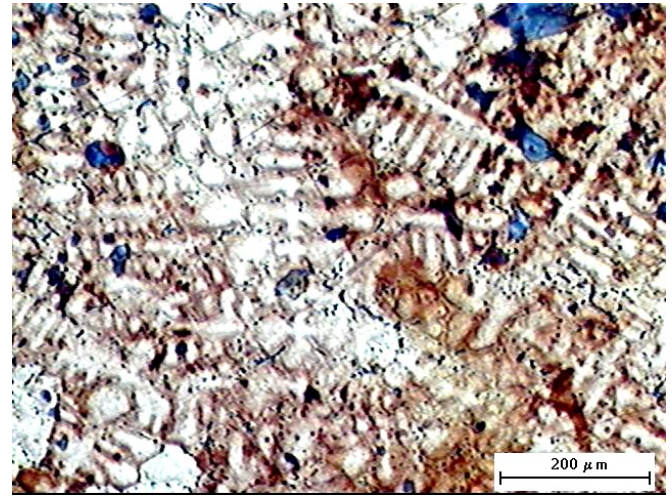
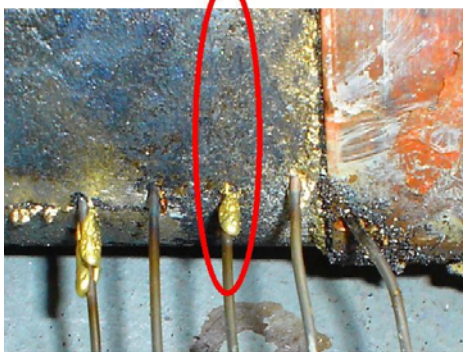
**Apêndice III: Estrutura bruta de fusão da amostra 1.**

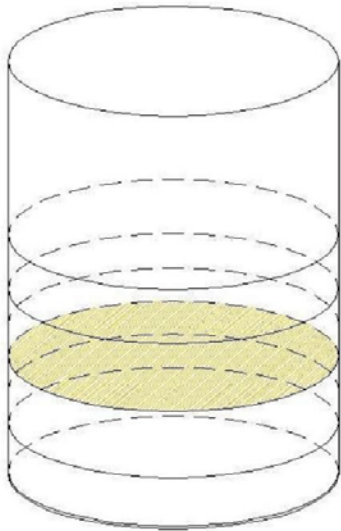
Região 1 das retiradas das amostras,  
localizada a uma distância de 10 mm da base



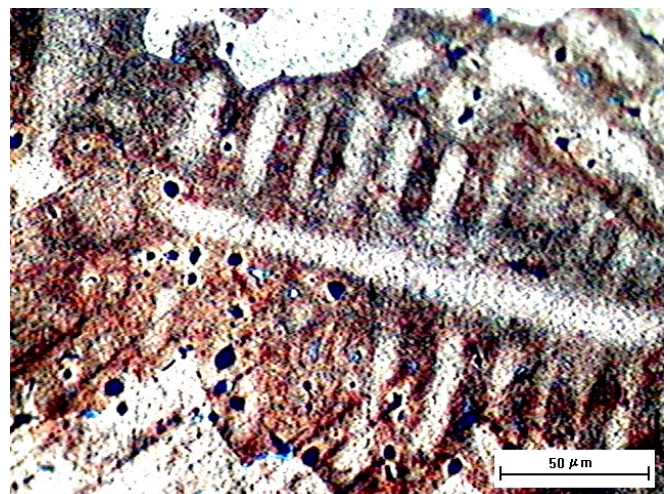
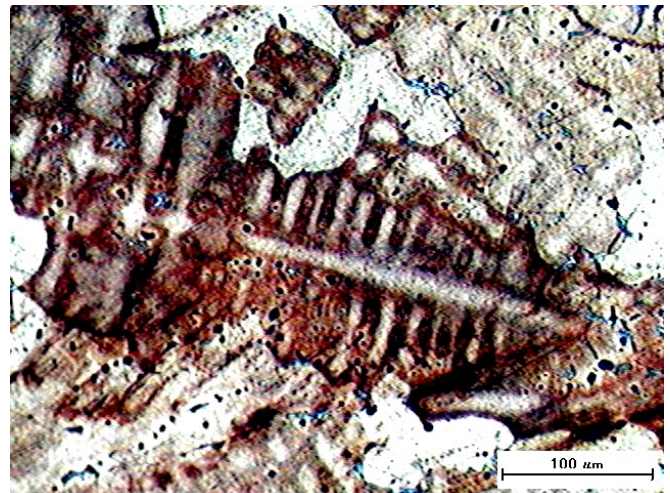
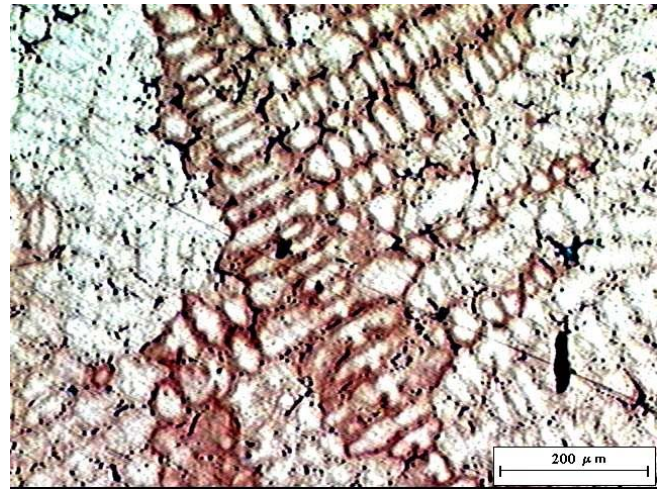
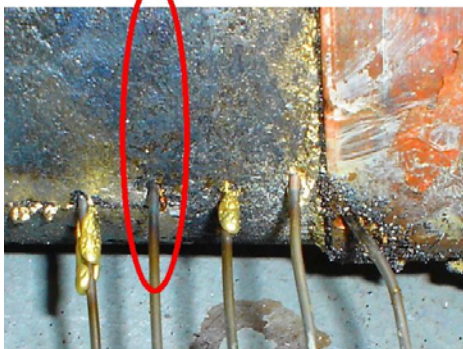
**Apêndice IV: Estrutura bruta de fusão da amostra 2.**

**Região 2 das retiradas das amostras,  
localizada a uma distância de 30 mm da base**

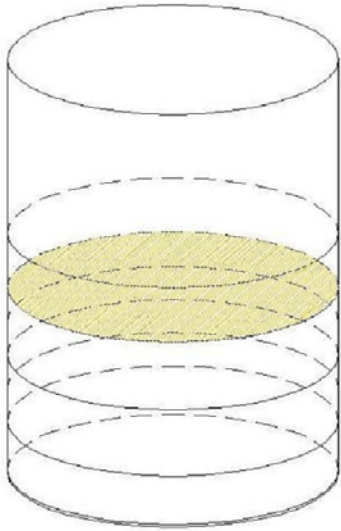


**Apêndice V: Estrutura bruta de fusão da amostra 3.**

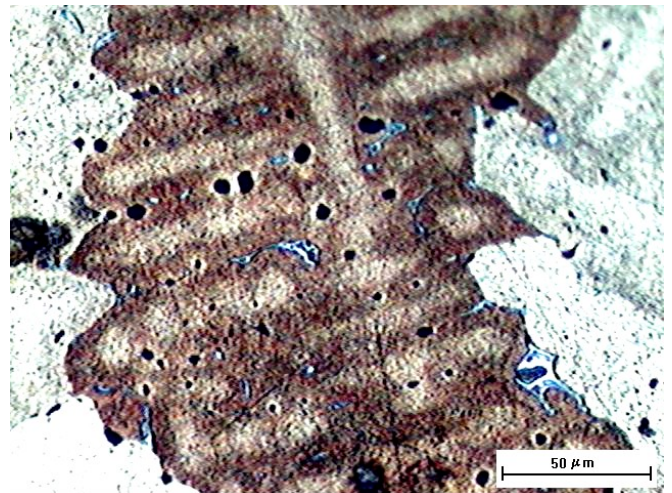
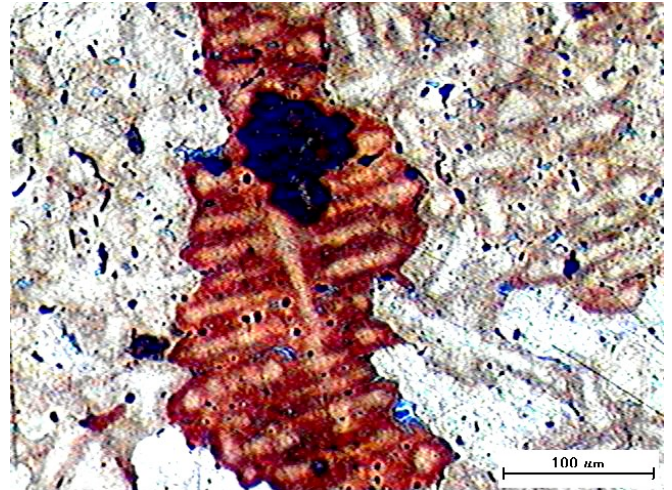
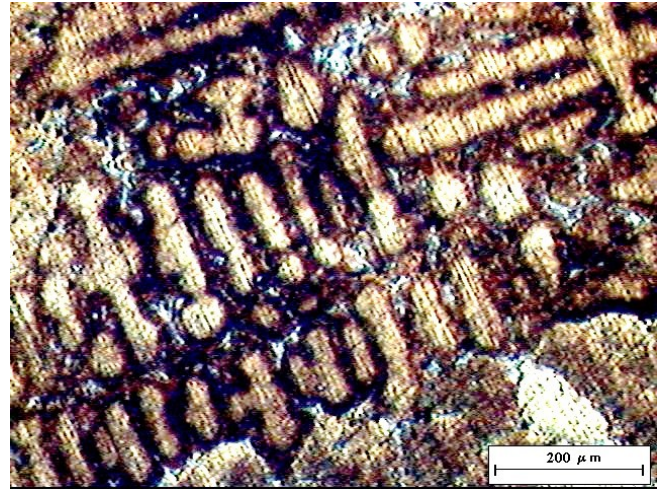
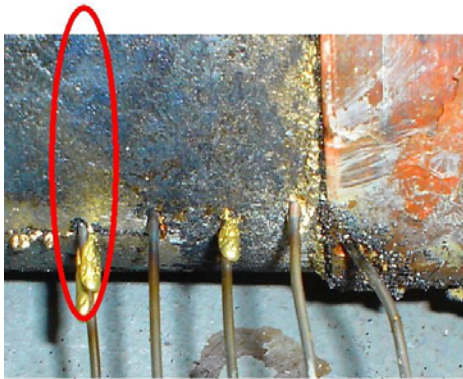
Região 3 das retiradas das amostras,  
localizada a uma distância de 50 mm da base

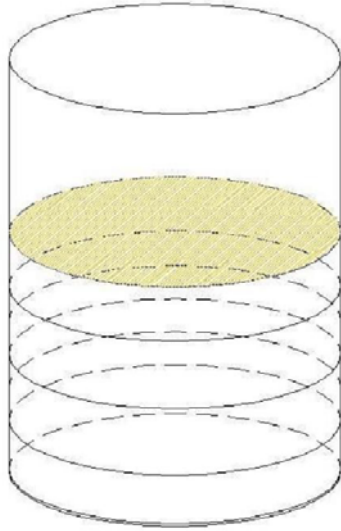




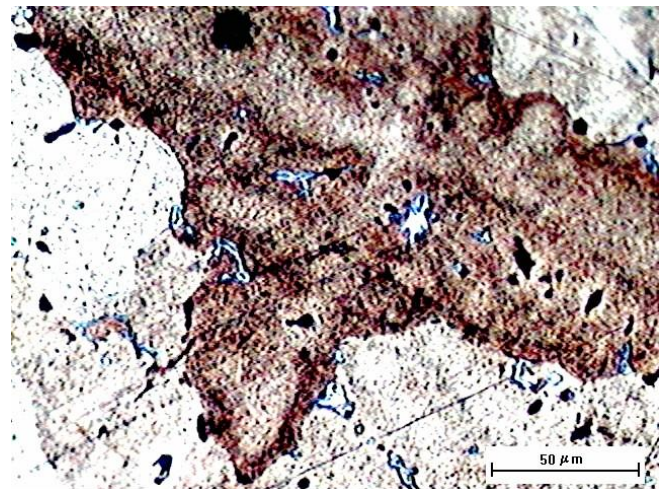
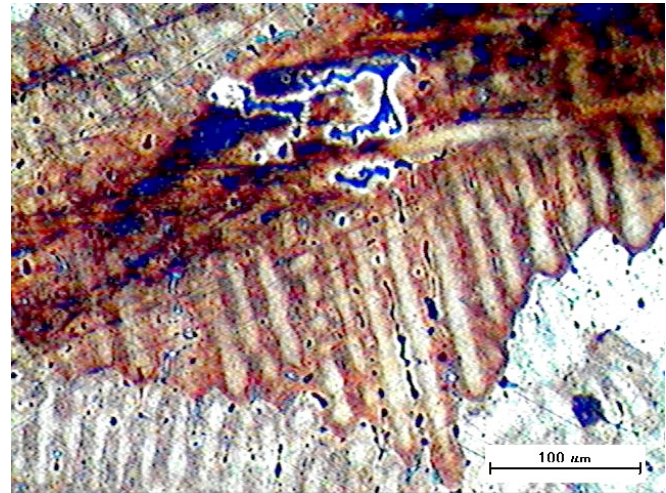
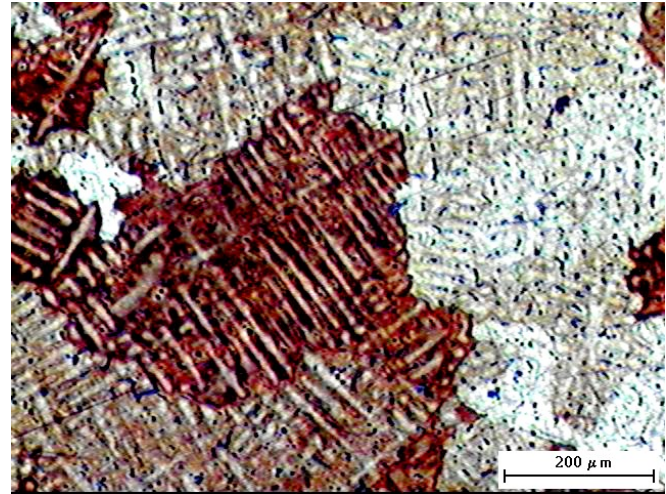
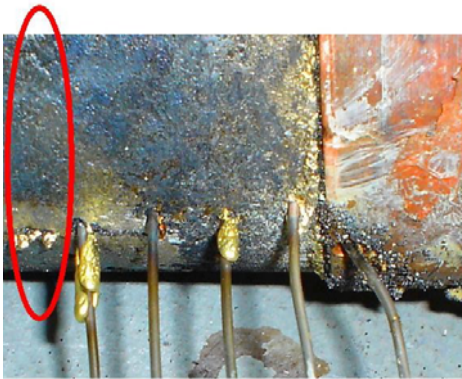
**Apêndice VI: Estrutura bruta de fusão da amostra 4.**

Região 4 das retiradas das amostras,  
localizada a uma distância de 70 mm da base



**Apêndice VII: Estrutura bruta de fusão da amostra 5.**

**Região 5 das retiradas das amostras,  
localizada a uma distância de 90 mm da base**



Apêndice VIII: Estruturas bruta de fusão das regiões 1, 2, 3, 4,5 aumentadas 100 X.

