



PUCRS

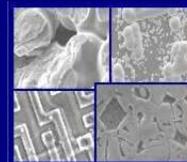
**PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO**

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E
TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

Faculdade de Engenharia

Faculdade de Física

Faculdade de Química



PGETEMA

**INFLUÊNCIA DA ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO NAS
CONDIÇÕES DE SOLUBILIZAÇÃO DA LIGA Al-4,0%Cu**

BERNARDO PÓRAS REIS
CIENTISTA DA COMPUTAÇÃO

**DISSERTAÇÃO PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE
EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

**Porto Alegre
Março, 2009**



PUCRS

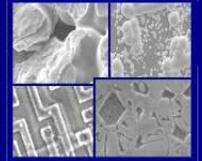
PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E
TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

Faculdade de Engenharia

Faculdade de Física

Faculdade de Química



PGETEMA

INFLUÊNCIA DA ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO NAS CONDIÇÕES DE SOLUBILIZAÇÃO DA LIGA Al-4,0%Cu

BERNARDO PÓRAS REIS
CIENTISTA DA COMPUTAÇÃO

ORIENTADOR: PROF. DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS

Dissertação realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

Porto Alegre
Março, 2009

BANCA EXAMINADORA



Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais
Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul - PUCRS



Prof. Dr. Berenice Anina Dedavid
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais
Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul - PUCRS



Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich
Departamento de Engenharia Mecânica
Universidade do Vale do Rio dos Sinos - UNISINOS



Prof. Dr. Alexandre Pitol Boeira
Departamento de Ensino Técnico em Mecânica Industrial
Centro Federal de Educação Tecnológica de Pelotas - CEFET-RS

Sempre manifestei a idéia de que a imaginação era mais importante que o conhecimento e, certa vez, quando fui solicitado a definir a luz, em um breve momento de inspiração, respondi:

- *A luz é a sombra de Deus...*

Albert Einstein

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha
esposa Roselei e à minha filha
Naiane.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro, agradeço ao amigo, professor e orientador Carlos Alexandre dos Santos (o “Bigorna”) que, com certeza, sem sua ajuda e ensinamentos este trabalho não teria o perfil técnico e científico que apresentou.

Ao chefe e amigo Paulo Rosa, Diretor do CETA SENAI, pelo apoio funcional na realização deste Mestrado.

Ao SENAI RS pelo apoio financeiro para este curso.

Ao colega e amigo André Froehlich pelas considerações nos momentos de dúvidas em relação aos conteúdos técnicos do curso.

À colega Miriam Cooper pelo apoio nos trabalhos de caracterização e filmes finos.

À prof^a. Dr^a. Berenice Anina Dedavid por suas dicas e considerações neste trabalho.

Ao técnico Sérgio Domingos do LAMETT no apoio aos ensaios laboratoriais.

Aos colegas do NUCLEMAT, em especial Cleison Webber (IC-CNPq), por sempre estarem à disposição para ajudar nos momentos de dificuldades operacionais.

Aos colegas do CETA SENAI pelo apoio e incentivo ao curso.

Aos professores do PGETEMA que muito contribuíram para a finalização deste curso.

À minha esposa e filha pela compreensão nos momentos em que a minha dedicação não era dentro de casa, e sim dentro da Universidade.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	5
AGRADECIMENTOS	6
SUMÁRIO	7
LISTA DE FIGURAS	10
LISTA DE TABELAS	14
LISTA DE SÍMBOLOS	16
RESUMO	17
ABSTRACT	18
1. INTRODUÇÃO	19
1.1. Considerações Gerais	20
2. OBJETIVOS	23
2.1. Objetivos Específicos	23
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	24
3.1. Alumínio e suas Ligas	24
3.1.1. Histórico	24
3.1.2. Características e Propriedades.....	26
3.1.3. Classificação das Ligas de Alumínio.....	29
3.1.3.1. Ligas Conformadas ou Trabalhadas.....	30
3.1.3.2. Ligas para Fundição	31
3.1.4. Condições das Ligas de Alumínio.....	33
3.1.5. Duralumínios (Ligas Al-Cu).....	34
3.2. Metalurgia das Ligas de Al-Cu	36
3.2.1. Principais Processos de Fundição das Ligas Al-Cu.....	37
3.2.2. Tratamento de Metal Líquido Aplicáveis às Ligas de Alumínio.....	38
3.2.2.1. Desgaseificação das Ligas de Alumínio	38
3.2.2.2. Refino de Grão em Ligas de Alumínio Fundidas	39
3.2.3. Microestruturas	41
3.3. Solidificação e Formação Estrutural	44

3.4.1. Cinética da Solidificação	46
3.4.2. Distribuição de Solute	48
3.4.3. Formação Macroestrutural	48
3.4. Tratamentos Térmicos das Ligas de Al-Cu	52
3.2.1. Homogeneização	56
3.3.2. Solubilização	58
3.3.3. Envelhecimento	62
4. MATERIAIS E MÉTODOS	65
4.1. Preparação da Liga-Mãe	65
4.2. Equipamentos Utilizados.....	66
4.2.1. Forno de Fusão/Solidificação Unidirecional.....	66
4.2.2. Lingoteira de Aço Inoxidável AISI 304	68
4.2.3. Termopares Tipo K (Chromel-Alumel)	69
4.2.4. Sistema de Resfriamento.....	70
4.2.5. Medidor de Vazão (Rotâmetro).....	70
4.2.6. Sistema de Aquisição de Dados	71
4.2.7. Microscópio Óptico.....	72
4.2.8. Durômetro de Dureza Brinell.....	72
4.2.9. Forno para Tratamento Térmico	73
4.3. Procedimentos Laboratoriais.....	73
4.3.1. Solidificação dos Lingotes	75
4.3.2. Preparação das Amostras	75
4.3.3. Medição de Dureza.....	77
4.3.4. Análise da Microestrutura	77
4.3.5. Medição do Espaçamento Dendrítico	78
4.3.6. Tratamento Térmico de Solubilização	78
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	79
5.1. Caracterização da Liga-Mãe	79
5.2. Resultados Experimentais	83
5.2.1 Condição 1	83
5.2.1.1. Estruturas de Solidificação	85
5.2.1.3. Ensaio de Dureza.....	92
5.2.2. Condição 2.....	97

5.2.2.1. Estruturas de Solidificação	99
5.2.2.2. Composição Química da Liga	102
5.2.2.3. Ensaios de Dureza na Condição 2	103
5.2.3. Condição 3.....	105
5.2.3.1. Estruturas de Solidificação	107
5.2.3.2. Ensaios de Dureza na Condição 3	109
5.3. Comparativo entre os Principais Resultados	111
6. CONCLUSÕES	115
7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	117
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	118

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Fluxograma da produção do alumínio a partir da bauxita.	25
Figura 3.2. Solubilidade do H no alumínio (ROSA, 2004).	38
Figura 3.3. Lingotes de alumínio solidificados em coquilha de aço por gravidade: (a) solidificação normal e (b) refino de grão por adição de boro-titânio (LAMETT-PUCRS).	40
Figura 3.4. Imagens metalográficas: (a) e (b) dendritas em contorno de grão na liga Al-4,5%Cu, (c) dendritas em forma de roseta em liga Al-15%Cu (QUARESMA, 2000).	42
Figura 3.5. Representação esquemática da estrutura bruta de solidificação (GARCIA, 2005).	43
Figura 3.6. Ilustração esquemática das estruturas macroscópicas de um lingote fundido com transição colunar/equiaxial (OSÓRIO, 2004).	45
Figura 3.7. Macroestrutura de uma liga Al-Cu fundida vista a olho nu (FINARDI, 1988).	46
Figura 3.8. Ilustração esquemática da transição colunar/equiaxial (Adaptada de GARCIA, 2001).	49
Figura 3.9. Representação esquemática do crescimento de grãos na zona coquilhada e surgimento da zona colunar (GARCIA, 2001).	50
Figura 3.10. Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais de uma liga fundida (GARCIA, 2001).	51
Figura 3.11. Visão macroestrutural mostrando a zona colunar e a equiaxial de uma liga fundida de Al-Cu (MATORANO, 2000).	51
Figura 3.12. Resfriamento lento da liga Al-Cu (GARCIA, 2001).	53
Figura 3.13. Diagrama de fases Al-Cu, mostrando as regiões de formação das zonas GP metaestáveis θ'' e θ' (BUSQUIM, 2007).	55
Figura 3.14. Esquema do tratamento de solubilização (Adaptado de GARCIA, 2001).	59

Figura 3.15. Esquema do tratamento de envelhecimento artificial (Adaptado de GARCIA, 2001).	60
Figura 3.16. Diagrama geral de equilíbrio para ligas metálicas (CALLISTER, 2002).	61
Figura 3.17. Detalhe do diagrama de equilíbrio Al-Cu (BRADASCHIA, 2002).....	62
Figura 3.18. (a) Diagrama de fases em equilíbrio do sistema Al-Cu (parte rica em Al) e (b) esquema dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial (ABAL, 2005).	63
Figura 3.19. Representação esquemática do comportamento de propriedades mecânicas em função do tempo de envelhecimento (ROCHA, 2002)...	64
Figura 3.20. Comportamento de propriedades mecânicas em função do tempo de envelhecimento para a Liga de alumínio 2014 (0,9%Si; 4,4%Cu; 0,8%Mn; 0,5%Mg) (ROCHA, 2002).....	64
Figura 4.1. Liga-mãe: (a) pesagem da carga, e (b) lingotes da liga Al-4%Cu (AA 201.2).	65
Figura 4.2. Foto externa do forno de fusão/solidificação unidirecional.	67
Figura 4.3. Vista do interior da câmara quente.	67
Figura 4.4. (a) e (b) lingoteira de aço inoxidável AISI 304 e partes; (c) dimensões e instalação dos termopares.	68
Figura 4.5. Lingoteira com os termopares instalados.....	69
Figura 4.6. Detalhe dos termopares instalados no interior da lingoteira.	70
Figura 4.7. Detalhe da instalação dos rotômetros.....	71
Figura 4.8. Foto do sistema computacional de aquisição de dados.....	71
Figura 4.9. Microscópio óptico e sistema de tratamento de imagens.	72
Figura 4.10. Durômetro para medição Brinell.	72
Figura 4.11. (a) forno tipo mufla para tratamento térmico e (b) detalhe interno.....	73
Figura 4.12. Fluxograma do modelo experimental.	74
Figura 4.13. (a), (b) e (c) preparação das amostras.....	76

Figura 4.14. (a) e (b) polimento das amostras.	77
Figura 4.15. (a) arranjo físico das amostras e (b) vista interna do forno.....	78
Figura 5.1. Imagens metalográficas obtidas por MEV da Liga-Mãe: (a) 500x, (b) 1000x, (c) 2000x, Lote 01. Ataque: HF 0,5%.	80
Figura 5.2. Espectro de EDS – MEV do Lote 01.....	80
Figura 5.3. Imagens metalográficas obtidas por MEV da Liga-Mãe: (a) 500x, (b) 1000x, Lote 02. Ataque: HF 0,5%.	81
Figura 5.4. Espectro de EDS - MEV do Lote 02.....	82
Figura 5.5. Curvas de resfriamento - Vazão 10 l/min - Condição 1.....	83
Figura 5.6. Parâmetros térmicos de solidificação - Condição 1.	85
Figura 5.7. (a) lingote bipartido, (b) macrografia longitudinal - Condição 1.....	86
Figura 5.8. Macroestruturas das seções transversais. Ataque Água Régia Fluorada. Condição 1.....	87
Figura 5.9. Microestruturas das seções transversais. Ataque: HF 0,5%. Condição 1.....	88
Figura 5.10. Estruturas dendríticas das seções transversais. Ataque Água Régia Fluorada-Condição 1.....	89
Figura 5.11. Variação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição a partir da base do lingote – Condição 1.	92
Figura 5.12. Variação da dureza Brinell em função do tempo e posição – Condição 1.	96
Figura 5.13. Curvas de resfriamento - Vazão 20 l/min - Condição 2.....	97
Figura 5.14. Parâmetros térmicos de solidificação - Condição 2.	98
Figura 5.15. Macroestruturas do lingote – secção longitudinal e transversal - Condição 2.....	99
Figura 5.16. Microestruturas das seções transversais. Ataque: HF 0,5%. Condição 2.....	100
Figura 5.17. Estruturas dendríticas das seções transversais. Ataque Água Régia Fluorada-Condição 2.....	101

Figura 5.18. Variação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição a partir da base do lingote – Condição 2.	102
Figura 5.19. Variação da dureza Brinell em função do tempo e posição – Condição 02.	104
Figura 5.20. Curvas de resfriamento - Vazão 30 l/min - Condição 03.....	105
Figura 5.21. Parâmetros térmicos de solidificação - Condição 3.	106
Figura 5.22. Macroestruturas do lingote – secção longitudinal e transversal - Condição 3.....	107
Figura 5.23. Microestruturas das seções transversais. Ataque: HF 0,5% - Condição 3.	108
Figura 5.24. Variação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição a partir da base do lingote – Condição 3.,	109
Figura 5.25. Variação da dureza Brinell em função do tempo e posição – Condição 03.	110
Figura 5.26. Comportamento das velocidades de solidificação e das taxas de resfriamento para as condições analisadas.	111
Figura 5.27.(a) e (b) Comportamento dos espaçamentos dendríticos secundários e das durezas no lingote fundido para as condições analisadas.	112
Figura 5.28. (a) e (b) Comportamento das durezas após tratamento térmico de solubilização e durante envelhecimento após 20 dias para condições analisadas.	113
Figura 5.29. Comparativo das médias de dureza em relação às condições dos experimentos.....	114
Figura 5.30. Comparativo das médias de dureza em relação ao trat. térmico.....	114

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Características do alumínio.....	29
Tabela 5.1. Resultados de espectrometria de emissão óptica para a liga-mãe.....	79
Tabela 5.2. Resultados semi-quantitativos de EDS-MEV do Lote 01.....	81
Tabela 5.3. Resultados semi-quantitativos de EDS-MEV do Lote 02.....	82
Tabela 5.4. Principais parâmetros térmicos de solidificação – Condição 1.....	84
Tabela 5.5. Variação da composição química pontual ao longo da altura do lingote - Condição 1.....	90
Tabela 5.6. Valores médios dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) – Condição 1.....	91
Tabela 5.7. Ensaio de Dureza – Condição 1 – EBF.....	92
Tabela 5.8. Ensaio de Dureza – Condição 1 – Solubilização.....	93
Tabela 5.9. Ensaio de Dureza – Condição 1 – 9 dias.....	94
Tabela 5.10. Ensaio de Dureza – Condição 1 – 16 dias.....	94
Tabela 5.11. Ensaio de Dureza – Condição 1 – 23 dias.....	95
Tabela 5.12. Ensaio de Dureza – Condição 1 – 90 dias.....	95
Tabela 5.13. Variação da dureza em função do tempo para cada posição – Condição 1.....	96
Tabela 5.14. Principais parâmetros térmicos de solidificação – Condição 2.....	98
Tabela 5.15. Valores médios dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) – Condição 2.....	102
Tabela 5.16. Variação da composição química pontual ao longo da altura do lingote - Condição 2.....	103
Tabela 5.17. Variação da dureza em função do tempo para cada posição – Condição 2.....	104

Tabela 5.18. Resumo dos principais parâmetros térmicos de solidificação – Condição 03.	106
Tabela 5.19. Valores médios dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) – Condição 3.	109
Tabela 5.20. Variação Dureza x Tempo – Condição 3.	110

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área	m ²
C _a	Número de Átomos na Superfície do Substrato	m ⁻³
D _L	Coeficiente de Difusão do Solute no Líquido	m ² /s
DT	Diferença de Temperatura	°C
HB	Dureza Brinell	HB
G _{TL}	Gradiente Térmico Local	°C/mm
P	Posição do Termopar no Lingote	mm
T _f	Temperatura de Fusão	°C
Tr	Taxa de Resfriamento	°C/s
V _S	Velocidade da Frente de Solidificação (isoterma liquidus)	mm/s
AA	Aluminum Association	
ABNT	Associação Brasileira de Norma Técnicas	
AISI	American Iron and Steel Institute	
ASTM	American Society for Testing and Materials	
CFC	Estrutura Cristalina Cúbica de Face Centrada	
EBF	Estrutura Bruta de Fusão	
EDS	Espaçamento Dendrítico Secundário (λ_2 - μm)	
EDS-MEV	Analisador Semi-Quantitativo do MEV	
HF	Ácido Fluorídrico	
H ₂ O _{DI}	Água Deionizada	
IACS	International Annealed Copper Standard	
LAMETT	Laboratório de Metalografia e Tratamento Térmico – PUCRS	
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura	
NBR	Norma Brasileira	
OES	Espectrômetro de Emissão Óptica	
TCE	Zona de Transição de Grãos Colunar-Equiaxial	
TP	Termopar-Posição	

RESUMO

REIS, Bernardo Póras. **Influência da Estrutura de Solidificação nas Condições de Solubilização da Liga Al-4,0%Cu Fundida**. Porto Alegre. 2009. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

Neste trabalho analisou-se a influência da estrutura bruta de solidificação nas condições de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento natural da liga Al-4,0%Cu, em peso. Para os experimentos foi utilizado um forno vertical que permite solidificação *in situ* e resfriamento do molde com ar comprimido. A liga Al-4%Cu foi fundida a 720°C em lingoteira em aço inoxidável AISI 304 resfriado na base, permitindo condições de solidificação unidirecional vertical ascendente. Termopares tipo K foram posicionados ao longo da altura do lingote. Amostras longitudinais e transversais foram analisadas quanto à macroestrutura e microestrutura, e correlacionadas com as condições de solidificação, determinadas a partir dos perfis térmicos obtidos durante a solidificação dos lingotes. Posteriormente, as mesmas foram submetidas a tratamentos térmicos de solubilização em temperatura de 540°C em diferentes tempos: 7h, 8h e 9h, seguidos por resfriamento em água a 25°C, e envelhecidas naturalmente. Após a solubilização e durante o envelhecimento natural, as amostras foram caracterizadas por análises metalográficas e medições de dureza Brinell. Os tratamentos térmicos realizados demonstraram a influência da estrutura bruta de fusão sobre as características estruturais nas condições analisadas, onde estruturas colunares mais refinadas e com menores espaçamentos dendríticos apresentaram valores de dureza maiores durante as primeiras etapas do envelhecimento, atingindo até 50% de aumento em relação à condição fundida.

Palavras-Chaves: Liga Al-4,0%Cu Fundida, Estrutura Dendrítica, Tratamento Térmico de Solubilização, Envelhecimento Natural.

ABSTRACT

REIS, Bernardo Póras. **Influence of As-Cast Structure in the Solutioning Conditions of the Al-4.0wt%Cu Alloy**. Porto Alegre. 2009. Master Thesis. Post-Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

This work is focused on the study of the influence of the as-cast structure with the conditions of the heat treatment of solutioning and natural ageing of the Al-4,0wt%Cu alloy. For the experiments it was used a vertical oven that allows the "in situ" solidification, and cooling with compressed air. The Al-4%Cu alloy was melted at 720°C in a stainless steel AISI 304 ingot mould which is cooled in the base, allowing upward unidirectional solidification. Thermocouples type K were positioned in specific positions in the mold and along the height of the ingot. Longitudinal and transverse samples were analyzed in relation to macrostructure and microstructure, and these were correlated with the solidification conditions determined according to the thermal profiles obtained during the solidification of the ingots. After that, the same samples were submitted to heat treatments of solutioning at the temperature of 540°C at different times: 7h, 8h and 9h, followed by cooling in water at 25°C, and aged naturally. After the heat treatments of solutioning and during natural ageing, the samples were characterized by means of metallographic analyses and hardness measurements. The heat treatments performed have demonstrated the influence of the as-cast structure on the solutioning conditions, where a more refined microstructure and with smaller secondary dendrite arm spacing presented larger values of hardness during the first stages of natural ageing, reaching up to 50% increase in relation to the melted conditions.

Key-words: As-Cast Al-4,0wt%Cu Alloy, Dendritic Structure, Solutioning, Natural Ageing.

1. INTRODUÇÃO

A engenharia de materiais se depara com um grande desafio no mundo moderno. A diversidade de opções em relação ao emprego de materiais, o apelo da competitividade industrial e a inovação em tecnologias avançadas, aliadas as características de desempenho e custos de produção, geram um ambiente cada vez mais complexo nos setores de pesquisa, desenvolvimento e aplicação no globalizado parque industrial.

Conhecer melhor os tipos de materiais disponíveis no mercado, entre eles as ligas metálicas, em particular as de alumínio com suas variações e características físicas, possibilita escolher o material mais adequado em qualquer situação industrial ou em um projeto dentro das engenharias.

A tecnologia desenvolveu, até os dias atuais, uma infinidade de ligas de alumínio, muitas das quais permanecem em uso por suas excelentes propriedades. Incluindo a economia em peso, boas combinações de propriedades mecânicas, boa usinabilidade, elevada condutibilidade térmica e elétrica, estas ligas tiveram um aumento significativo em participações nos projetos industriais devido a pequenas alterações na composição ou pela adição de novos elementos.

Os processos de fabricação de peças utilizando a solidificação de metais em moldes com a forma desejada vêm sendo aplicados há milênios pelo homem. Como exemplos históricos podem ser citados as ferramentas e peças ornamentais fundidas há cerca de 4.000 anos pelos egípcios e assírios, as moedas e obra de artes chinesas de 3.000 anos atrás e as esculturas gregas de grandes dimensões fundidas há 2.500 anos (ALONSO, 1993). Naturalmente, essas peças foram desenvolvidas “empiricamente” através de tentativa e erro, e esse tipo de desenvolvimento no campo da fundição, foi-se aprimorando com o surgimento de novas técnicas e métodos. No entanto a crescente utilização de processos de

fundição na produção de peças de precisão e em maiores quantidades e, sobretudo o emprego cada vez maior da automação nesses processos têm exigido o desenvolvimento de métodos mais precisos.

De um modo geral, apesar de haver alguns trabalhos anteriores, o início de estudos sistemáticos de análise do fenômeno da solidificação deu-se na primeira metade do século XX, e sua freqüência tem aumentado desde então. Esses trabalhos visam à análise teórico-experimental dos processos de solidificação, dos parâmetros de maior influência que atuam efetivamente na transformação líquido-sólido, com o objetivo de se exercer um maior controle sobre a estrutura interna e, conseqüentemente, sobre os defeitos e propriedades das peças obtidas (ASM HANDBOOK, 1984).

O rápido crescimento da indústria do alumínio é atribuído à combinação das propriedades que fazem deste o metal mais versátil da engenharia moderna, como material de construção mecânica. De acordo com a ABAL (2005), o alumínio possui o coeficiente resistência/peso equivalente aos aços estruturais. Possui boa condutibilidade elétrica e térmica e alta refletividade a luz e ao calor, alta resistência à corrosão sob as mais severas condições de trabalho e é não-tóxico. O alumínio pode ser fundido e trabalhado em quase todas as formas. Todas estas propriedades apresentadas justificam por que as ligas de alumínio vêm sendo de primordial importância para engenharia de materiais no nosso século.

1.1. Considerações Gerais

O estudo dos processos de solidificação dos metais e ligas, e em especial da liga fundida Al-4,0%Cu é importante pela sua aplicação em diversos campos da engenharia tais como na indústria automobilística e aeronáutica. Especificamente no campo da metalurgia, é evidente a sua importância já que, com exceção de peças sinterizadas, todos os metais passam, em alguma etapa de seu processamento, por um processo de fusão e solidificação, seja na fabricação de peças fundidas em moldes com a forma desejada ou na produção de lingotes para posterior conformação (GARCIA, 2001).

A solidificação tem início com o aparecimento de nova fase sólida. O aparecimento e o crescimento posterior de partículas sólidas caracterizam o modo de formação da microestrutura em metais e ligas metálicas em momentos sucessivos de tal modo que aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos estão fortemente relacionados. O crescimento dendrítico é a forma mais comum encontrada em metais fundidos, e o grau de refinamento das dendritas influencia diretamente nas propriedades mecânicas, na resistência à corrosão e nos tratamentos térmicos posteriores dos produtos fundidos. Estas estruturas formam-se com um teor de soluto muito diferente da média da liga. Essa diferença de concentração de soluto do centro das dendritas para a região interdendrítica é causada pela diferença de solubilidade entre as fases líquida e sólida (ROSA, 2004).

Qualquer processo baseado na solidificação de um metal com o objetivo de produzir-se uma peça sólida deve atender certas exigências, que dependem de sua aplicação futura e que decorrem de aspectos estruturais e geométricos. Sabe-se que as propriedades finais do fundido dependerão da estrutura solidificada, por consequência dos diversos fatores de processo que a controlam, como o fluxo de calor do metal líquido, propriedades químicas e termofísicas do metal em estudo, condições de vazamento e propriedades do sistema de solidificação (GARCIA, 2001).

A macroestrutura de solidificação pode se apresentar na forma de grãos colunares ou equiaxiais, dependendo da composição química da liga, dos parâmetros térmicos e das condições de solidificação, sendo que uma forma estrutural mais definida é gerada em zonas estruturais.

A microestrutura está fortemente relacionada com a modificação da interface sólido-líquido durante o processo de solidificação, que pode alterar a formação de dendritas. A segregação de soluto ou de solvente provoca aumento dos seus teores em frente à interface de solidificação, que pode implicar em uma distribuição não uniforme dos mesmos no líquido, o que favorece a instabilidade da interface. Para o caso de ligas metálicas, que apresentam uma estrutura dendrítica, as propriedades dos produtos fundidos dependem dos espaçamentos primários e secundários, bem como do tamanho e morfologia dos grãos e defeitos presentes. Os espaçamentos dendríticos afetam os perfis de microsegregação e governam a formação de

segundas fases na região interdendrítica, influenciando as propriedades do material (SÁ, 2004).

O tratamento térmico dos metais é uma técnica conhecida e aplicada à séculos, sendo utilizada para modificar as características e propriedades dos mesmos através do aquecimento e resfriamento em ambiente e temperaturas controlados, alterando características como resistência, dureza, ductilidade, elasticidade, etc., em função das características termomecânicas do próprio material. O tratamento térmico nos metais está presente desde o período medieval, na fabricação de armas e utensílios metálicos, até a atualidade em que o processo de fabricação dos pequenos componentes às grandes estruturas requer a aplicação da técnica para reduzir as tensões criadas na seqüência da realização de uniões soldadas, usinagem, conformação, etc.

Considerando o exposto, este trabalho tem como tema central o estudo do comportamento da liga Al-4%Cu no estado bruto de fusão em diferentes condições de tempo em tratamento térmico de solubilização (7h, 8h ou 9h) e a análise da dureza para cada situação, identificando o melhor tempo para esta propriedade mecânica e tempos de envelhecimento natural.

No capítulo 3 apresentamos a revisão bibliográfica a respeito do alumínio e de suas ligas, em especial as chamadas de duralumínio, tipos e características, os processos de obtenção e processamento, além dos tratamentos térmicos para esta liga, que também abordará o processo de solidificação e a formação estrutural. No capítulo 4 é apresentada a metodologia e os equipamentos usados nos experimentos. O capítulo 5 apresenta os resultados e discussões sobre os experimentos e no capítulo 6 apresentamos as conclusões sobre os resultados encontrados.

2. OBJETIVOS

O objetivo principal foi analisar a influência da estrutura bruta de solidificação (morfologia dos grãos e espaçamentos dendríticos secundários) nas condições de tratamentos térmicos de solubilização e posterior envelhecimento natural da liga Al-4%Cu por meio de análises metalográficas e composicionais, e ensaios de dureza.

2.1. Objetivos Específicos

Entre os principais objetivos específicos, citam-se:

- Obter lingotes da liga Al-4,0%Cu solidificados unidirecionalmente *in situ* em sistema metal/molde instrumentado;
- Determinar os parâmetros térmicos de solidificação como velocidades, gradientes térmicos e taxas de resfriamento;
- Caracterizar a macroestrutura e a microestrutura dos lingotes obtidos, determinando a posição da transição colunar-equiaxial (TCE) e os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2);
- Realizar tratamentos térmicos de solubilização nas amostras;
- Acompanhar o comportamento macroestrutural durante o envelhecimento natural;
- Correlacionar a estrutura bruta de solidificação com as condições obtidas após os tratamentos térmicos.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Alumínio e suas Ligas

3.1.1. Histórico

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante em nosso planeta, superado apenas pelo oxigênio e pelo silício. Por suas excelentes propriedades físico-químicas, entre as quais se destacam o baixo peso específico, a alta condutividade térmica e elétrica e a possibilidade de reciclagem, tornou-se o metal não-ferroso mais consumido no mundo, e é hoje o segundo material mais utilizado na indústria, perdendo apenas para o aço (ABAL, 2005).

O alumínio é um metal com baixo ponto de fusão, com abundância aproximada na crosta terrestre de 8%. Contudo, ele não é encontrado em estado natural, sendo obtido através de processos eletroquímicos a partir da bauxita, minério identificado pela primeira vez em 1821, na localidade de Les Baux, ao Sul da França, por Berthier (ABAL, 2007).

A história do alumínio está dentre as mais recentes no âmbito das descobertas minerais. De acordo com a ABAL (2005), o alumínio foi descoberto por Sir Humphrey Davy em 1809, tendo sido isolado pela primeira vez em 1825 pelo químico dinamarquês Hans Christian Orsted, porém, apenas em 1886 foi desenvolvido um processo industrial econômico de redução. Nesse ano, dois cientistas trabalhando independentemente, Charles Martin Hall, nos Estados Unidos, e Paul Héroult, na França, inventaram o mesmo procedimento eletrolítico para reduzir a alumina em alumínio. A bauxita, formada por uma reação química natural, causada pela infiltração de água em rochas alcalinas que entram em decomposição

e adquirem uma nova constituição química, é o mineral usado para obtenção, pelo processo Bayer, da alumina pura. Dentre os países mais importantes possuidores deste mineral estão a Jamaica, Suriname e Guiana Inglesa. O Brasil tem como sua melhor fonte o estado de Minas Gerais (BRADASCHIA, 1988).

A produção do Alumínio é dividida em duas partes: primária e secundária. O alumínio primário é produzido, basicamente, pelo processo Hall-Héroult, no qual a alumina obtida pelo refino da bauxita é dissolvida em um banho de criólitos e sais fluoretos, que tem a função de controlar a temperatura, densidade e resistividade do banho e a solubilidade da alumina. O metal separado no processo é removido por sistemas de vácuo ou sifão para dentro de cadinhos, que são então transferidos para unidades de fundição, onde são refundidos ou transformados em lingotes (Figura 3.1). O alumínio produzido por este método contém uma quantidade relativamente elevada de impurezas, e para a obtenção de ligas com purezas mais elevadas outros métodos de refino são utilizados, podendo resultar em índices de 99,999% de pureza.

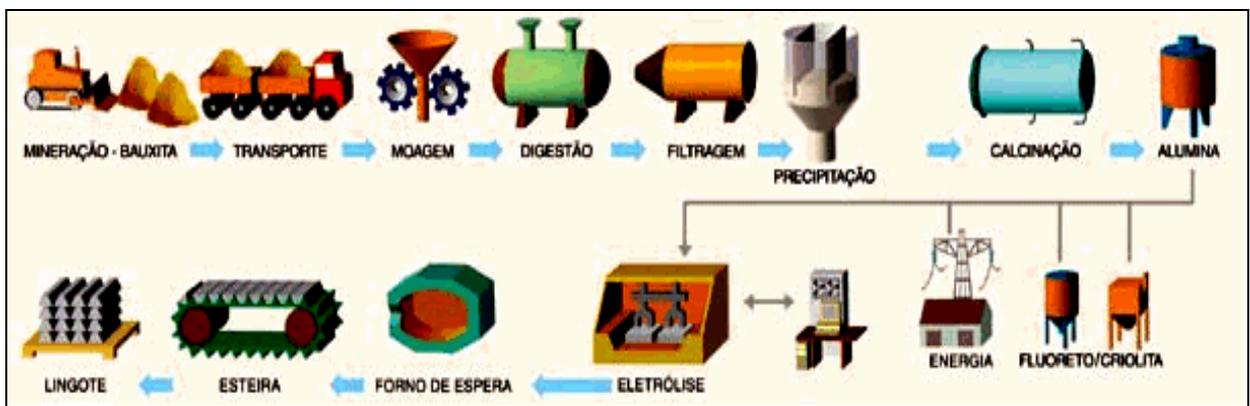


Figura 3.1. Fluxograma da produção do alumínio a partir da bauxita.

A alumina, que origina o alumínio primário, pode ser transformada em aluminas especiais (calcinadas, hidratadas, tabulares e eletrofundidas) destinadas principalmente às indústrias de transformação, química, papelreira, metalúrgica e petroquímica, para a produção de refratários, revestimentos cerâmicos, abrasivos, vidros, porcelanas, massas de polimento, tintas, retardantes de chama, isoladores elétricos, corantes, etc. (FINARDI, 1988).

O alumínio secundário é produzido a partir da reciclagem de sucata e

constitui uma importante fonte de produção do metal. Esta atividade vem sendo cada vez mais valorizada ultimamente, pois representa uma importante economia de energia elétrica, item especialmente importante na produção do metal. Os produtos fabricados em alumínio podem ser reciclados infinitamente, sem perder suas qualidades neste processo. Tal fato confere ao alumínio diversas vantagens, entre as quais se destacam a proteção ambiental, a economia de energia e o papel multiplicador na cadeia econômica, por meio da renda gerada pela coleta de sucata (ABAL, 2007).

Fator de grande importância para a utilização do alumínio é a possibilidade de reciclá-lo em 100% e com baixo custo de energia, pois seu ponto de fusão não é alto. Para fundir o alumínio basta um forno aberto, mas antes de ir ao forno a sucata deve passar por uma esteira magnética para a retirada de eventuais pedaços de aço e ser prensada como um pacote, pois o alumínio no forno queima ao entrar em contato com o oxigênio do ar. Se o alumínio estiver bem prensado, não haverá oxigênio suficiente para queimar e ele fundirá (ALONSO, 1993).

Segundo a Comissão de Reciclagem da ABAL, em 2007 o Brasil já lidera mundialmente, pelo sétimo ano consecutivo, a reciclagem de latas de alumínio para bebidas, com um percentual de 96,5% do total comercializado no mercado interno. O índice total de recuperação de sucatas de alumínio foi de 34%, enquanto o setor de latas de alumínio atingiu 88%, correspondendo à cerca de 11,9 bilhões de latas recicladas e um volume de 160,6 mil toneladas de sucata. O segundo colocado no ranking é o Japão, com 92,7% de reciclagem, que lá é obrigatória por lei, e, em terceiro, ficou a Argentina, com 90,5%.

3.1.2. Características e Propriedades

O alumínio é um metal leve, devido à sua baixa densidade, mas tem ótimas propriedades mecânicas e pode ser facilmente transformado em lingotes ou peças. Pode ser fundido por qualquer método conhecido e pode ser laminado para fabricação de placas, chapas (finas, médias) e folhas com espessuras muito baixas, de até 0,006 mm, extrudados para diferentes perfis ou trefilados para obtenção de fios ou cabos. A facilidade e a velocidade com que as peças de alumínio podem ser

usinadas também merecem destaque na área da mecânica de transformação.

O alumínio é muito resistente à corrosão devido à camada de óxido que o protege, pois o óxido de alumínio (Al_2O_3) é uma substância dura, resistente à ação da água e impermeável ao oxigênio, protegendo o resto do metal (FINARDI, 1988). As características do alumínio permitem que ele tenha uma diversa gama de aplicações. Por isso, o metal é um dos mais utilizados no mundo todo.

O alumínio puro (99,5-99,996%) tem rede cristalina cúbica de faces centradas (CFC); é um metal branco brilhante, leve, dúctil e maleável; possui elevados valores de condutividade térmica e elétrica. Quando polido possui aspecto prata com grande reflexibilidade. O alumínio líquido dissolve bem o hidrogênio (o que é um dos maiores problemas na solidificação/fundição), mas reage com o oxigênio formando alumina (Al_2O_3) em sua superfície; esse óxido preserva o metal de certos meios agressivos (SPIM, 2004).

O alumínio em estado puro apresenta baixa dureza, em torno de 20 HB e baixa resistência à tração, entre 60 a 140 MPa, em relação a suas ligas binárias e ternárias, tais como as Al-Cu e Al-Zn-Mg, que podem alcançar uma resistência a tração em torno de 700 MPa, mas não servindo para determinadas aplicações, daí a necessidade de combiná-lo com outros metais para aumentar sua utilidade industrial. De acordo com CALLISTER (2002), as ligas apresentam características diferentes daquelas apresentadas pelos seus metais constituintes, tais como dureza, ductilidade, condutividade, entre outras; além disso, as suas propriedades dependem fundamentalmente da composição, da microestrutura, do tratamento térmico ou mecânico.

Podem-se citar algumas características do alumínio (ABAL, 2005):

- Baixa densidade - $2,7 \text{ g/cm}^3$ (1/3 da densidade do aço);
- Baixo ponto de fusão (660°C);
- Excelente condutividade térmica (4,5 vezes maior do que a do aço), tendo emprego em trocadores de calor, evaporadores, aquecedores, cilindros;
- Excelente condutividade elétrica quando comparado ao cobre (60% da condutibilidade da IACS, 80% da resistividade e 50% do peso);

- Resistente à corrosão atmosférica, corrosão em meio aquoso, inclusive água salgada, óleos e diversos outros solventes;
- Durabilidade em ambientes neutros e ligeiramente ácidos. Porém, em ambientes caracterizados por altamente ácidos ou baixos pH, a corrosão é rápida;
- Ductilidade elevada (estrutura CFC) permitindo conformação de componentes com elevadas taxas de deformação;
- Não ferromagnético (característica importante para aplicações eletroeletrônicas);
- Não tóxico e, portanto, é largamente empregado em embalagens de alimentos;
- Resistência mecânica do alumínio puro baixa, em média 100 MPa, mas quando com outros elementos de liga esta pode ser aumentada em até 700 MPa;
- Ao contrário dos aços, o alumínio não se torna frágil a baixas temperaturas e permite deformação plástica. Em altas temperaturas, a resistência do alumínio diminui embora algumas ligas conservem boa resistência entre 200°C e 260°C;
- Expansão linear: Em comparação a outros metais, o alumínio tem um coeficiente de dilatação térmica linear relativamente elevado (2 vezes maior que o aço);
- Maleabilidade superior essencial para a extrusão a quente ou frio, característica também explorada na laminação, estampagem, forjamento e trefilação.
- Excelente capacidade refletora (refletividade acima de 80%) tanto do espectro de luz visível como do calor irradiado.
- Impermeabilidade importante em embalagens, pois o alumínio evita a deterioração dos produtos, impedindo a passagem de umidade, oxigênio e luz.

O alumínio em estado puro é pouco resistente, assim o principal objetivo de adicionarem-se elementos de liga no alumínio é aumentar a resistência mecânica, sem alterar as demais propriedades.

Na Tabela 3.1 pode-se ver um resumo das principais propriedades físico-químicas do alumínio relacionadas ao átomo, estrutura cristalina e temperaturas de transformação de fases (ROSA, 2004). Conforme se observa o alumínio apresenta baixo número e massa atômica, poucos elétrons na camada de valência e baixa temperatura de fusão.

Tabela 3.1 – Características do alumínio

Número Atômico	13
Massa Atômica	26,9815
Valência	+3
Configuração Eletrônica	$1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 2p^1$
Peso Específico	$2,7\text{g/cm}^3$
Ponto de Fusão	660°C
Ponto de Ebulição	2.450°C

De acordo com a ABAL (2005), o alumínio fundido dissolve outros metais e substâncias metalóides. Quando o alumínio se solidifica, alguns dos constituintes da liga podem ser retidos em solução sólida. Isso faz com que a estrutura atômica do metal se torne mais rígida. O metal quente pode manter uma maior quantidade de elementos de liga em solução sólida do que quando frio. Conseqüentemente, quando ocorre o seu resfriamento, ele tende a precipitar o excesso dos elementos de liga da solução. Essa precipitação pode advir em forma de partículas duras, formadas de compostos intermetálicos, tais como Al_2Cu , Mg_2Si , Zn_4Cu , etc. Esses agregados de átomos metálicos podem tornar a rede cristalina ainda mais rígida e, conseqüentemente, endurecem a liga.

O cobre (Cu) é um constituinte endurecedor e quando adicionado em até 5,65% no alumínio, em uma liga binária Al-Cu, provoca um aumento progressivo da resistência mecânica e da dureza, e confere à liga boas propriedades mecânicas a temperaturas elevadas, melhora a sua usinabilidade, porém, diminui a resistência à corrosão.

3.1.3. Classificação das Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio possuem além do metal de base, outros elementos considerados como componentes da liga ou impurezas. Os principais elementos de liga são o cobre, o silício, o magnésio, o zinco e o manganês (todos de alta solubilidade) que determinam as características da liga. Adições de cromo, níquel, vanádio, boro, prata, chumbo, bismuto, zircônio e lítio conferem propriedades

especiais às ligas básicas, como resistência à corrosão sob tensão, controle de recristalização ou usinabilidade. Outros elementos como ferro, titânio, sódio, estrôncio e antimônio (todos de baixa solubilidade) são considerados impurezas cuja presença deve ser controlada. Dependendo do grupo de ligas, um elemento que é considerado como benéfico em uma liga, poderá ser maléfico em outra, e vice-versa.

Estes diferentes elementos de liga, adicionados para melhorar a resistência do alumínio, classificam as ligas em:

- Ligas endurecíveis por deformação: aumento de resistência ocorre devido ao encruamento ou tratamento termomecânico. Não tratáveis termicamente.
- Ligas endurecíveis por precipitação: formam-se com a adição de elementos de liga que se precipitam na forma de partículas finas. Tratáveis termicamente.

O alumínio e suas ligas são divididos basicamente em dois grupos: ligas conformadas e ligas para fundição; que podem ou não ser tratadas termicamente para melhorar suas propriedades mecânicas.

3.1.3.1. Ligas Conformadas ou Trabalhadas

Estas ligas são submetidas à deformação mecânica (trabalhado a quente ou a frio, em processos de extrusão, forjamento ou trefilação) a fim de transformar o lingote de alumínio na forma desejada.

Através da *Aluminum Association (AA)*, estabeleceu-se um sistema numérico de 4 dígitos para designar ligas de alumínio trabalháveis que é adotado praticamente no mundo todo, inclusive no Brasil. O primeiro dos 4 dígitos indica o elemento ou grupo de elementos que determinam as características da liga:

- Série 1xxx : 99 % de alumínio ou mais, com aplicações na mecânica, elétrica e química. Excelente resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica, baixa resistência mecânica, boa usinabilidade. Não tratável termicamente.
- Série 2xxx : cobre é o principal elemento de liga, formando a fase Al_2Cu . Apresenta resistência corrosiva inferior às outras ligas, mas boas propriedades

mecânicas. Utilizadas em peças estruturais e aeronaves. Tratável termicamente.

- Série 3xxx : manganês é o componente majoritário. Possui resistência mecânica em média 20% maior do que as ligas da série 1xxx, dada a porcentagem de manganês (por volta de 1,5%). Não tratável termicamente.
- Série 4xxx : silício é o principal elemento de liga. A porcentagem de silício pode ser de até 12%, ocasionando queda no seu ponto de fusão. Por esta razão este tipo de liga é muito usada para fundição e soldas. Não tratável termicamente.
- Série 5xxx : magnésio como componente principal. Possui boas características para solda e boa resistência à corrosão, inclusive em atmosfera marítima. Não tratável termicamente.
- Série 6xxx : possuem silício e magnésio, nas proporções de formação de Mg_2Si . Menos resistente que as ligas 2xxx e 7xxx, mas com boa resistência à corrosão, média resistência mecânica e usada em soldas. Tratável termicamente.
- Série 7xxx : zinco pode variar de 1 a 8%, sendo o componente principal da liga. Com pequenas porcentagens de magnésio, entre 1 e 3%, resulta a formação de partículas do composto $MgZn_2$. Tratável termicamente.
- Série 8xxx : ligas desta série possuem grande variedade de elementos, freqüentemente caracteriza-se por possuir de 2,4 a 2,8% de lítio. Tem como aplicação a estrutura de aviões e aeronaves. Com ferro e manganês esta liga é usada para utensílios de cozinha. Podem ou não ser tratadas termicamente.

3.1.3.2. Ligas para Fundição

Como materiais fundidos, as ligas de alumínio possuem as seguintes características:

- Boa fluidez para o preenchimento de seções finas.
- Estabilidade química.
- Baixo ponto de fusão em relação àqueles requeridos por muitos outros metais.
- Rápida transferência de calor do alumínio fundido para o molde, promovendo menores ciclos de fundição.

Diferentemente dos materiais trabalháveis, que estão sujeitos a uma variação dos processos de aquecimento e de resfriamento, as ligas de fundição adquirem suas propriedades na condição de fundida (em alguns casos, com tratamentos térmicos posteriores), e conseqüentemente, um grupo diferente de ligas tem sido formulado para a produção de peças fundidas.

As ligas fundidas empregadas nas aplicações gerais de engenharia freqüentemente contêm silício para melhorar suas características de fundibilidade, tais como fluidez (no vazamento e preenchimento do molde) e resistência a trincas de contração (quando o metal quente solidifica e contrai). O cobre também é freqüentemente utilizado como um elemento de liga para proporcionar às propriedades mecânicas uma maior dureza e resistências exigidas em serviço. As ligas alumínio-magnésio apresentam maiores problemas na fundição, mas possuem boa resistência e ductilidade. Elas são amplamente utilizadas, particularmente em ambientes agressivos, como, por exemplo, em peças e acessórios da indústria naval. Uma pequena proporção de magnésio também está presente em algumas ligas em conjunto com silício para tornar a liga mais suscetível a tratamentos térmicos.

Quando o alumínio se resfria e se solidifica, alguns dos constituintes da liga podem ser retidos em solução sólida. Isto faz com que a estrutura atômica do metal se torne mais rígida. Os átomos podem ser visualizados como sendo arranjados em uma rede cristalina regular formando moléculas de tamanhos diferentes daqueles do elemento de liga principal. O metal quente pode manter mais elementos de liga em solução sólida do que quando frio. Conseqüentemente, quando resfriado, ele tende a precipitar o excesso dos elementos de liga da solução. Este precipitado pode ser na forma de partículas duras, consistindo de compostos intermetálicos, tais como: Al_2Cu ou Mg_2Si . Estes agregados de átomos metálicos tornam a rede cristalina ainda mais rígida e endurecem a liga (CALLISTER, 2002).

A *Aluminum Association* estabelece um sistema de três dígitos seguidos por um valor decimal. As séries (famílias) das ligas fundidas estão a seguir:

- Série 1xx.x : alumínio não ligado, com pureza de no mínimo 99,0% de alumínio (comercialmente puro).

- Série 2xx.x : este tipo de liga possui o cobre como componente majoritário (Al-Cu), mas outro componente da liga pode ser especificado.
- Série 3xx.x : ligas que possuem o silício como componente principal, e outros componentes como o magnésio e o cobre. Representa quase 90% de todas as ligas fundidas produzidas (Al-Si-Mg; Al-Si-Cu; Al-Si-Cu-Mg).
- Série 4xx.x : ligas em que o silício é o principal elemento, aumentando assim a fluidez do alumínio líquido e a obtenção de produtos com formatos complexos.
- Série 5xx.x : ligas que possuem o magnésio como componente principal (Al-Mg).
- Série 6xx.x : não são utilizadas comercialmente.
- Série 7xx.x : possui o zinco (Al-Zn) como componente principal, com adição de cobre, magnésio, cromo, manganês, ou combinação destes elementos na liga.
- Série 8xx.x : possui o estanho (Al-Sn) como elemento principal da liga.
- Série 9xx.x : não são utilizadas comercialmente.

O último dígito após o ponto indica a forma de fornecimento do produto, sendo: xxx.0 : Peças Fundidas; xxx.1 : Lingotes Fundidos, a partir de fusão de peças de retorno e xxx.2 : Lingotes das Ligas, cuja composição é controlada.

3.1.4. Condições das Ligas de Alumínio

A designação segue a nomenclatura das ligas e são separadas por um hífen:

F: Como Fabricado. Sem controle da quantidade de endurecimento por deformação;

O: Recozimento e recristalização. Menor resistência mecânica e maior ductilidade;

H: Endurecimento por deformação (a seguir segue as subdivisões);

T: Tratamentos térmicos, além de O (a seguir segue as subdivisões).

Subdivisões do Endurecido por Deformação (H):

H1: endurecido por deformação. Grau de encruamento indicado pelo segundo dígito e varia de 1/4 de dureza (H12) até a dureza total (H18), com redução de 75%.

H2: Endurecimento por deformação e recozimento parcial. Abrange de H12 até H18.

A denominação das ligas é H22, H24, H26 e H28.

H3: Endurecido por deformação mecânica e estabilização (superenvelhecimento) a baixa temperatura, aumentando ductilidade. Denominação é: H32, H34, H36 e H38.

Subdivisões dos Tratamentos Térmicos (T):

W : Tratamento de solubilização

T : Endurecido por envelhecimento

T1: Resfriamento a partir da temperatura de fabricação e naturalmente envelhecido.

T2: Resfriamento da fabricação, deformação a frio e naturalmente envelhecido.

T3 : Tratamento de solubilização, deformação a frio e envelhecimento natural.

T4 : Tratamento de solubilização seguido de envelhecimento natural.

T5 : Resfriamento na temperatura de fabricação e envelhecimento artificial.

T6 : Solubilização e envelhecimento artificial.

T7 : Solubilização e estabilizado por superenvelhecimento.

T8 : Solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial.

T9 : Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio.

T10 : Resfriado a partir da fabricação, deformação a frio e envelhecimento artificial.

3.1.5. Duralumínios (Ligas Al-Cu)

Os duralumínios (termo patenteado para a série 2xxx) são um conjunto de ligas de alumínio com cobre (4,0%-5,5% em peso), podendo ter elementos secundários como o magnésio (0,45%-1,5%), manganês (0,6%-0,8%) e silício (0,5%-0,8%).

Os duralumínios apresentam uma elevada resistência mecânica à temperatura ambiente, entretanto, sua resistência à oxidação, soldabilidade e características para a anodização são baixas. São empregados na indústria aeronáutica e automobilística.

Entre as ligas chamadas de duralumínio, a 2017 é a mais antiga e também a mais conhecida. É uma liga que contém 4,0% de cobre, 0,5% de magnésio e 0,7% de manganês, nas quais a simples introdução desses elementos de liga já eleva a resistência à tração de 9,1 kgf/mm² (alumínio comercialmente puro) para 18,2 kgf/mm². Os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento (endurecimento por precipitação) permitem aumentar ainda mais a resistência à tração, para cerca de 40 kgf/mm².

Dentre as ligas fundidas, as mais conhecidas do sistema Al-Cu (série 2xx.x) são as: a 201.2 (foco deste trabalho), a 222.0, a 224.0 e a 295.0.

Esse grupo de ligas Al-Cu pode ainda ser subdividido em dois grupos principais: ligas Al-Cu com teores de magnésio relativamente baixos e ligas com teores de magnésio relativamente altos (>1%), também denominadas Al-Cu-Mg.

O tratamento térmico de solubilização melhora as condições de trabalho das ligas chamadas de duralumínios. O objetivo da solubilização é uma melhor dissolução dos átomos de cobre na matriz de alumínio, tornando-a mais uniforme e dissolvendo todos os elementos presentes na liga, devendo esta configuração permanecer no estado sólido. Este processo é vital para um perfeito envelhecimento posterior e é um fator preponderante para se conseguir características mecânicas desejadas em aplicações específicas dentro da engenharia.

Os duralumínios apresentam considerável endurecimento quando mantidas por tempos relativamente longos à temperatura ambiente. É o chamado envelhecimento natural, que recebe essa denominação para distingui-lo do envelhecimento artificial obtido através de tratamento térmico em fornos. Esse efeito de endurecimento ocorre devido à formação das chamadas zonas Guinier-Preston (GP), em homenagem aos cientistas André Guinier e George Dawson Preston que revelaram a estrutura dessas zonas através de estudos de difração de raios X como sendo na forma de discos formados por um arranjo de átomos de cobre e alumínio nas regiões enriquecidas em cobre, e que já são responsáveis por um razoável ganho de dureza no material mantido à temperatura ambiente. A presença do magnésio acelera e intensifica o endurecimento durante o envelhecimento natural, o que é atribuído ao resultado das complexas interações entre lacunas e dois tipos de átomos de solutos diferentes, com a formação de pares de átomos de magnésio e

cobre afetando o movimento das discordâncias (KISSEL, 2002).

3.2. Metalurgia das Ligas de Al-Cu

A base de todos os processos de fundição consiste em aquecer o metal até que esteja totalmente fundido e se transforme em um metal líquido homogêneo. Em seguida, o metal líquido é vazado na cavidade de um molde onde, ao solidificar-se, adquirirá a forma desejada. Segundo Bradaschia (2002), o método mais importante para dar forma aos metais é a conformação mecânica, no entanto a técnica de fundição é um dos pedestais da industrialização de um país; sem ela, estabelecida em bases sólidas e de acordo com os recursos regionais, não poderá haver o desenvolvimento racional da produção de utensílios, máquinas e equipamentos.

O campo de fundição das ligas não-ferrosas compreende uma vasta variedade de ligas, cujas propriedades em muitos casos são suscetíveis de melhoria, seja por tratamentos térmicos, seja por técnicas metalúrgicas mais elaboradas, desde o controle do tamanho de grão até a eliminação a níveis bastante baixos de segregação e dos gases residuais.

O preparo de uma liga qualquer de alumínio exige cuidados especiais que irão influenciar diretamente sobre a estrutura e a homogeneidade da liga, e, portanto, sobre suas propriedades. Emprega-se em geral como matéria-prima na elaboração de uma liga de alumínio, alumínio comercial, ligas auxiliares ou ligas-mãe e elementos puros de adição (BRADASCHIA, 1988).

As ligas de alumínio são bem moldadas por diversos métodos (em areia, em matriz metálica, em casca cerâmica ou por injeção), no entanto a moldagem em coquilha é a mais empregada. Dependendo das propriedades e da forma da peça acabada, a fundição pode ser o processo de fabricação mais desejável e econômico. Além disso, as peças fundidas podem ser obtidas sem grandes limitações quanto ao tamanho, forma e complexidade. Os métodos de fundição permitem ainda fácil adaptação à produção seriada (BRADASCHIA, 1988).

A fundição é um processo de fabricação inicial porque permite a obtenção de peças com formas praticamente definitivas, com mínimas limitações de tamanho,

formato e complexidade, e também é o processo pelo qual se fabricam os lingotes. São a partir de lingotes que se realizam os processos de conformação mecânica para a obtenção de chapas, placas, perfis, etc.

3.2.1. Principais Processos de Fundição das Ligas Al-Cu

As ligas de alumínio fundidas diferem das ligas conformadas pela ausência de qualquer tipo de conformação mecânica em seu processamento, ou seja, são obtidas diretamente do líquido por meio de processos de fundição. Do ponto de vista de fundição, as ligas de alumínio caracterizam-se pela baixa temperatura de fusão. Esta característica permite uma grande flexibilidade quanto aos tipos de moldes utilizados já que as solicitações térmicas são reduzidas.

As peças fundidas de alumínio têm suas principais aplicações na área automotiva e de transportes, que representam cerca de 60% do consumo do alumínio neste segmento. Como exemplos, podem-se citar cabeçotes de motor, caixas de câmbio, carcaça de motores e rodas para automóveis e veículos pesados, entre outros.

Existem muitas variantes no processo de fundição (grau de automação, produtividade, precisão dimensional, acabamento superficial), entretanto destaca-se a influência do tipo de molde nas propriedades físicas do material resultante. A taxa de extração de calor através do molde determina o tamanho final de grão e, portanto, a característica de resistência mecânica da peça. Por este motivo os processos de fundição são muitas vezes classificados de acordo com o tipo de molde utilizado:

- a) coquilha (molde permanente): o molde é metálico e desmontável;
- b) areia verde: o molde é descartável;
- c) injeção sob pressão: o molde é metálico e o metal o preenche sob pressão;
- d) casca cerâmica (microfusão): o molde e o modelo são descartáveis;
- e) tixofundição: a partir de ligas semi-sólidas de alumínio.

Geralmente as ligas de alumínio fundidas são produzidas por fundição sob pressão, areia seca e areia verde. Para grandes volumes de peças, a fundição em matriz sob pressão é a mais vantajosa. O metal é forçado a penetrar em matrizes de aço sob a força de pressão hidráulica. Os fundidos com grande precisão de detalhes são produzidos desta forma.

Por outro lado, quando um alto grau de precisão dimensional é requerido, mas o número de peças é relativamente pequeno, é utilizado um processo mais antigo: a cera perdida. Nele, um modelo consumível é revestido com uma fina camada refratária, a qual é subseqüentemente endurecida em estufa para formar o molde.

3.2.2. Tratamento de Metal Líquido Aplicáveis às Ligas de Alumínio

3.2.2.1. Desgaseificação das Ligas de Alumínio

De uma maneira geral, os metais no estado líquido tendem a absorver gases da atmosfera. As ligas de alumínio apresentam grande solubilidade de hidrogênio no estado líquido (acima de 660°C). Entretanto, na solidificação, a solubilidade de H diminui drasticamente, conforme mostrado na Figura 3.2.

Em decorrência deste fato, durante a solidificação, cerca de 95% do hidrogênio é segregado para as últimas porções de líquido, atingindo teores elevados e promovendo a formação de porosidades em regiões interdendríticas.

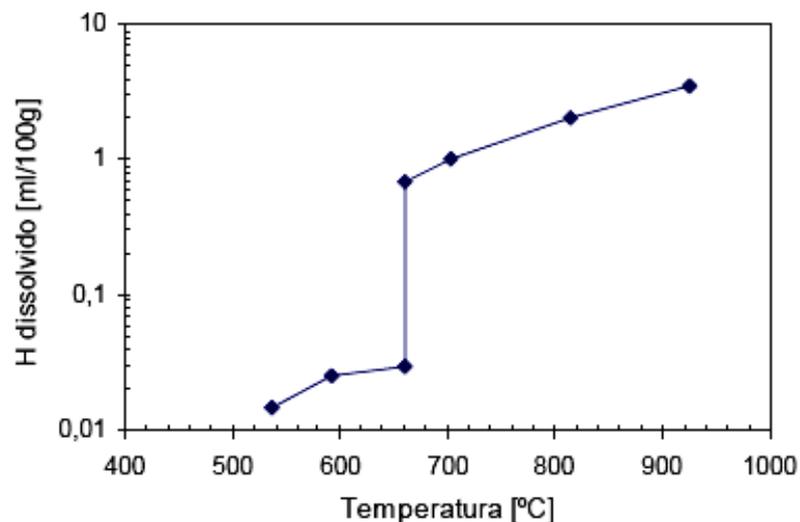


Figura 3.2. Solubilidade do H no alumínio (ROSA, 2004).

Tais porosidades têm um efeito degradante sobre as propriedades mecânicas, notadamente sobre a ductilidade e a resistência à fadiga. A absorção de hidrogênio pelo metal líquido ocorre através da redução do vapor de água, conforme a reação:



A eliminação de porosidades decorrentes da absorção de H pode ser obtida de três maneiras:

- Reduzir a absorção de hidrogênio durante as etapas de fusão, manutenção e vazamento;
- Dificultar a nucleação das porosidades;
- Promover a desgaseificação da liga antes do vazamento.

O processo de desgaseificação é o mais utilizado e é tradicionalmente realizado por três métodos:

1 - Desgaseificação a vácuo;

2 - Borbulhamento de gás ativo, normalmente cloro, adicionado ao banho líquido por meio de pastilhas de hexacloretano ou por um tubo perfurado (cloro gasoso);

3 - Borbulhamento de gás neutro (Argônio) através de tubo perfurado com ou sem *plug* poroso ou ainda com tubo perfurado e rotor de grafita.

Os dois primeiros processos apresentam alta eficiência na remoção do H dissolvido. Entretanto, apresentam como desvantagem, respectivamente, o custo do equipamento e a toxidez associada à corrosividade do gás cloro.

3.2.2.2. Refino de Grão em Ligas de Alumínio Fundidas

O tamanho de grão das ligas de alumínio fundidas depende da quantidade de núcleos de grãos no líquido e da velocidade de solidificação da liga. Assim, a diminuição do tamanho de grão (refino de grão) nestas ligas só é possível com o aumento do número de núcleos no líquido ou com o aumento da velocidade de

resfriamento.

No caso de peças resfriadas lentamente (molde de areia) ou peças de grandes dimensões, o refino de grão é realizado com a adição de pós à base de Al-Ti ou Al-Ti-B no banho líquido. A adição destes refinadores provoca a formação de partículas sólidas dispersas de Al_3Ti que atuam como núcleos para os primeiros grãos decorrentes da solidificação. A Figura 3.3 apresenta exemplos de estruturas obtidas em lingotes com e sem refino de grãos.

O refino de grão tem como objetivo principal reduzir o tamanho dos grãos e das dendritas, melhorando a sanidade e estanqueidade das peças fundidas, as propriedades mecânicas como limites de escoamento e de resistência, bem como a tendência a formação de trincas à quente.

O efeito máximo dos refinadores é obtido após 5 a 10 minutos da adição no banho. Seu efeito não é permanente, ou seja, após 45 minutos o efeito diminui, sendo necessárias novas adições ou agitações para reativar as condições metalúrgicas do banho.

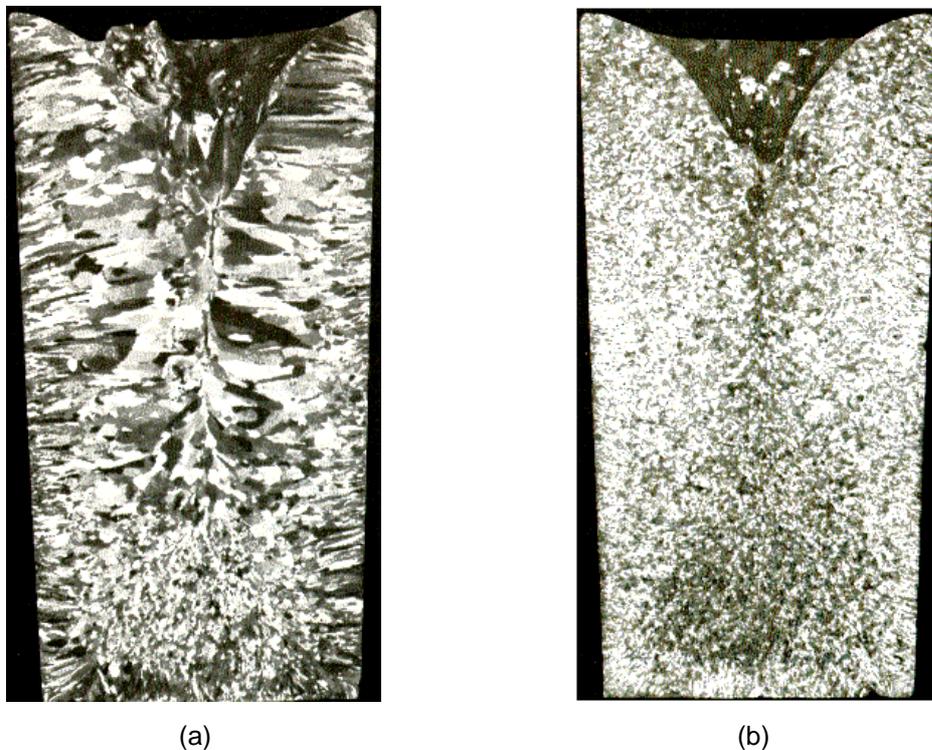


Figura 3.3. Lingotes de alumínio solidificados em coquilha de aço por gravidade: (a) solidificação normal e (b) refino de grão por adição de boro-titânio (LAMETT-PUCRS).

3.2.3. Microestruturas

A microestrutura de uma liga fundida exerce elevada influência nas propriedades mecânicas futuras dos produtos resultantes e é por este forte caráter aplicativo que vários pesquisadores no mundo da engenharia e tecnologia dos materiais procuram desenvolver metodologias e modelos matemáticos que permitam prever a microestrutura destes novos produtos. Assim, por exemplo, espaçamentos intercelulares e interdendríticos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica pertinente entre as ramificações celulares ou dendríticas.

Os espaçamentos maiores dentro de uma microestrutura de uma liga fundida de Al-Cu poderiam exigir tratamentos térmicos específicos mais demorados e muito bem elaborados para a homogeneização da composição química. Como já é conhecido, o tempo exigido à homogeneização em tratamentos térmicos é reduzido com a diminuição desses parâmetros microestruturais e é sempre mais vantajosa a adoção de sistemas de solidificação com condições de resfriamento mais eficazes que permitem a obtenção de materiais com espaçamentos menores. Neste sentido, é fundamental a determinação correta destas condições que controlam estes espaçamentos durante a solidificação (ROSA, 2004).

O crescimento dendrítico é a forma mais comum encontrada de formação microestrutural em materiais fundidos, e o grau de refinamento das dendritas influenciam diretamente as propriedades mecânicas, na resistência à corrosão e nos tratamentos térmicos posteriores dos produtos fundidos. Estas estruturas formam-se com um teor de soluto muito diferente da média da liga. Essa diferença da concentração do centro das dendritas para a região interdendrítica é causada pela diferença de solubilidade entre as fases líquida e sólida. Esta característica tem efeito direto nos tempos de homogeneização e determina as propriedades mecânicas e de corrosão e o seu desempenho em serviço. Para o caso de ligas metálicas, que apresentam uma estrutura dendrítica, as propriedades dos produtos fundidos dependem dos espaçamentos primários e secundários (MELO, 2005b).

A importância do estudo mais aprofundado (como tem feito o grupo de pesquisa coordenado pelo professor Amauri Garcia, UNICAMP, SP) da

microestrutura das ligas fundidas se dá pelo fato desta exercer elevada influência nas propriedades futuras dos produtos fundidos. Sabe-se que os espaçamentos interdendríticos (Figura 3.4) menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica pertinente entre as ramificações celulares ou dendríticas.

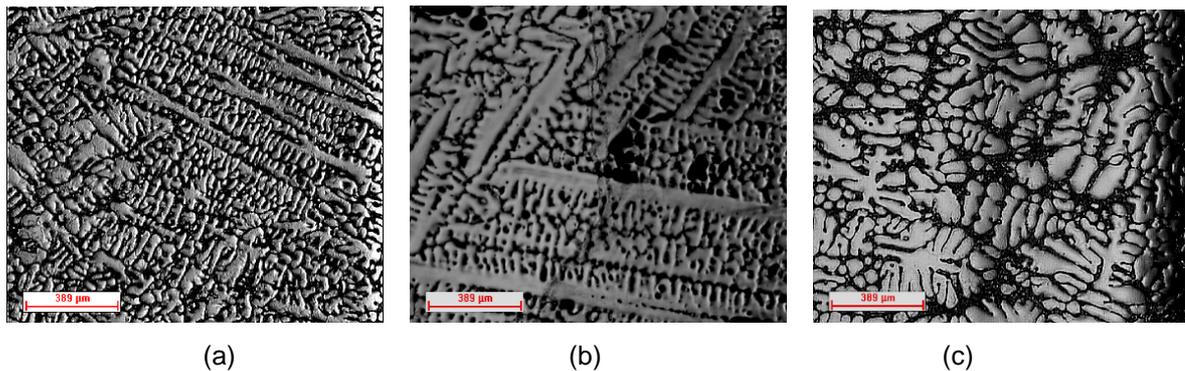


Figura 3.4. Imagens metalográficas: (a) e (b) dendritas em contorno de grão na liga Al-4,5%Cu, (c) dendritas em forma de roseta em liga Al-15%Cu (QUARESMA, 2000).

Para a previsão microestrutural existem vários modelos na literatura para diferentes ligas. Existem modelos empíricos, específicos para determinadas ligas, fundamentados exclusivamente em resultados experimentais, e os teóricos, baseados nos parâmetros térmicos e em relações geométricas. A grande vantagem dos modelos teóricos sobre os empíricos na previsão microestrutural é a possibilidade de serem empregados para o estudo de várias ligas em diferentes condições térmicas, sem a necessidade da realização de experimentos. Entretanto, a dificuldade de se encontrar dados de propriedades termofísicas precisas para a grande maioria das ligas dificulta a utilização destes modelos. Às vezes, pequenas variações em certas propriedades provocam mudanças sensíveis nos parâmetros microestruturais (QUARESMA, 2000).

No interior de cada grão existe uma rede de ramificações dendríticas, caracterizadas por espaçamentos interdendríticos primários, secundários e terciários (Figura 3.5) caracterizada por baixas concentrações de soluto nas ramificações propriamente ditas, e ricas em soluto redistribuído nos interstícios das ramificações. As dendritas são um tipo de estrutura que se forma na solidificação com aparência de “galhos e suas ramificações” (*dendron* no latim significa árvore).

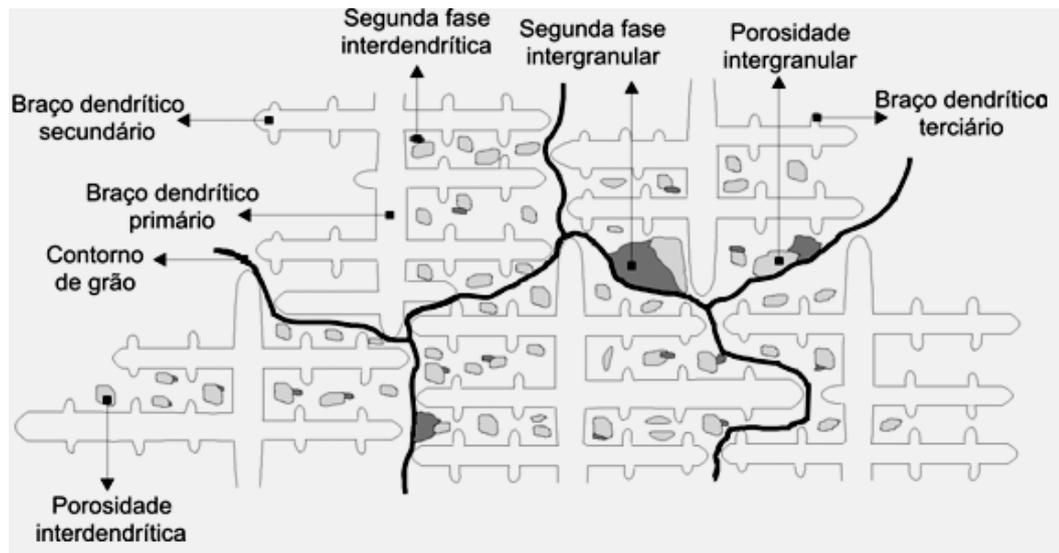


Figura 3.5. Representação esquemática da estrutura bruta de solidificação (GARCIA, 2005).

Se existir a presença de gases dissolvidos no metal líquido, as regiões interdendríticas são particularmente adequadas ao aprisionamento de bolhas, principalmente por causa da contração que ocorre por conta da solidificação de líquido contido entre os braços dendríticos. É evidente que a interface externa dessa rede dendrítica, formada pelo contorno de grão, também constitui regiões preferenciais para ocorrência de porosidade e precipitação de segundas fases ou eutéticos. Inclusões não-metálicas também estarão igualmente associadas aos contornos de grão e regiões interdendríticas.

Em estruturas brutas de solidificação, estabelecer correlações entre estrutura e as propriedades decorrentes é uma tarefa complexa e que se inicia pela análise dos diferentes aspectos estruturais. As características mecânicas dos produtos solidificados dependem do arranjo macroestrutural, conforme já mencionado, mas principalmente do tamanho de grão, de espaçamentos dendríticos, lamelares ou fibrosos, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, da forma e distribuição das inclusões, de porosidade, etc. Adicionalmente aos obstáculos intergranulares ao escorregamento, existirão os obstáculos presentes entre os braços dendríticos (ROCHA, 2002).

3.3. Solidificação e Formação Estrutural

O grande universo das ligas metálicas produzidas hoje é a partir da solidificação de misturas líquidas que são preparadas na composição química desejada, para obtenção de peças previamente projetadas. Em algumas aplicações, os componentes podem ser produzidos pela compactação e sinterização sem que ocorra a fusão completa do material (OSÓRIO, 2002). Como nos mostra a literatura atual, as misturas metálicas líquidas normalmente não apresentam fases distintas, o que é verdade para todos os casos de importância prática.

Com as ligas metálicas no estado sólido, e posteriormente ao aquecimento, passa para o estado líquido, mudança conhecida como fusão, que ocorre em uma única temperatura para componentes puros e geralmente em um intervalo de temperaturas para uma mistura de componentes, como por exemplo, a liga binária Al-Cu (SIQUEIRA FILHO, 2002). O caminho contrário ao da fusão por resfriamento é conhecido por solidificação e é dado como sendo a mudança do estado líquido para o estado sólido. Essa mudança tem início com o aparecimento de pequenas partículas de uma nova fase sólida, que crescem até que a transformação se complete. O aparecimento e o crescimento posterior dessas partículas sólidas caracterizam o modo de formação da microestrutura em metais e ligas metálicas em momentos sucessivos de tal modo que aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos estão fortemente relacionados (ALONSO, 1993).

A formação estrutural das ligas fundidas, assim como em todos os metais, inicia no processo de solidificação. Este processo nos metais, similarmente ao processo de fusão, inicia-se por nucleação e crescimento de grãos. Apesar de serem processos similares, a nucleação de cristais sólidos na massa líquida dos metais é um processo mais instável e difícil do que a formação de núcleos de liquefação durante a fusão. Como consequência, não é possível elevar metais (ou ligas metálicas) a temperaturas muito acima da temperatura de fusão mantendo, metaestavelmente, o estado sólido. Por outro lado, devido às dificuldades inerentes da solidificação, é possível resfriar os metais e ligas metálicas em vários graus abaixo da sua temperatura de fusão sem que os mesmos se solidifiquem, como no Super Resfriamento Térmico Composicional (FERNANDES, 2008).

As estruturas de solidificação podem ser subdivididas em: macroestruturas e microestruturas, observadas na ilustração esquemática da Figura 3.6.

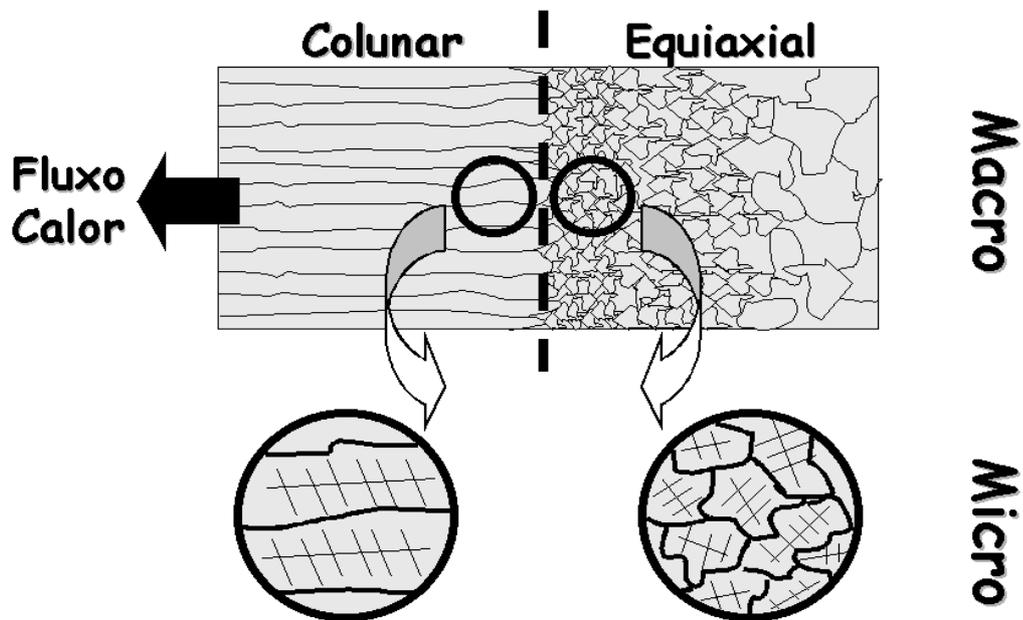


Figura 3.6. Ilustração esquemática das estruturas macroscópicas de um lingote fundido com transição colunar/equiaxial (OSÓRIO, 2004).

Esta estrutura formada imediatamente após a solidificação irá determinar as propriedades do produto final, não somente no caso de peças de fundição que já apresentam essencialmente a forma definitiva, mas também naqueles produtos que serão trabalhados para a produção de chapas, fios ou forjados. Embora se acredite que eventuais defeitos da estrutura bruta de solidificação sejam eliminados durante a etapa de conformação plástica de lingotes, não ocorre exatamente isto na prática. Mesmo que determinados defeitos desapareçam macroscopicamente com o processo de deformação, geralmente a maioria deles é conduzida até o produto acabado (GARCIA, 2005).

Torna-se importante salientar que se denominam macroestruturas as formações morfológicas estruturais que são observadas e avaliadas a olho nu (Figura 3.7), ou com auxílio de pequeno aumento óptico, geralmente até 10 vezes.

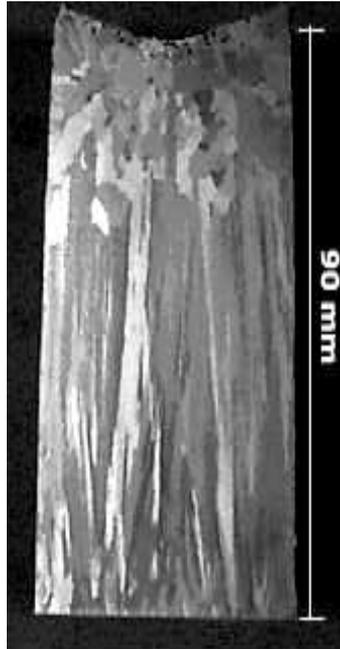


Figura 3.7. Macroestrutura de uma liga Al-Cu fundida vista a olho nu (FINARDI, 1988).

As microestruturas, no entanto, só são efetivamente observadas por intermédio de aumentos ópticos no mínimo na ordem de 50 vezes e avançando na observação nanométrica com auxílio da microscopia eletrônica.

3.4.1. Cinética da Solidificação

A solidificação de metais envolvida nos processos de fundição pode ser definida como um processo de extração de calor em regime transitório, com mudança de fase, no qual certa quantidade de energia térmica deve ser transferida, através do molde, da fase líquida para o meio ambiente para possibilitar a nucleação e crescimento da fase sólida. A eficiência da extração de calor durante o processo depende basicamente das propriedades térmicas do metal, das características do molde (material, geometria e espessura de parede), das condições da interface metal-molde (contato térmico) e das características do meio que vai absorver calor, como a água ou o ar (MELO, 2006).

Do ponto de vista da fundição de metais, os principais parâmetros afetados pelo processo de transferência de calor durante a solidificação são as velocidades

de solidificação e as taxas de resfriamento (em percentual), e conseqüentemente os tempos de solidificação e os perfis térmicos no metal e no molde. O conhecimento de tais parâmetros é importante para o controle da estrutura final, que influi diretamente nas propriedades, já que os mesmos afetam, por exemplo, a redistribuição de soluto e a morfologia da interface sólido-líquido (FERREIRA, 2002).

A velocidade de solidificação refere-se ao deslocamento da interface sólido/líquido com relação ao tempo. Na obtenção experimental da função $P=f(t_{SL})$, em um processo de solidificação unidirecional, a velocidade do deslocamento da interface sólido/líquido é determinada através da derivada dessa função, Equação (3.1). Ao longo da solidificação transiente ocorre a diminuição de V_S para as posições mais afastadas da superfície de extração de calor devido ao crescente aumento da resistência térmica da camada solidificada (GARCIA, 2001).

$$V_S = \frac{dP}{dt_{SL}} \quad (3.1)$$

onde: V_S = Velocidade da frente de solidificação [mm/s], dP = Deslocamento da frente de solidificação [mm], e dt_{SL} = Intervalo de tempo em que a frente de solidificação se deslocou [s].

O gradiente térmico de solidificação é a diferença de temperatura que existe entre a interface já solidificada e o metal líquido logo a frente dessa interface. Em processo de solidificação unidirecional a existência de elevados gradientes térmicos favorece a formação de grão colunares. Sua determinação experimental pode ser feita através da diferença de temperatura, entre dois determinados pontos, relacionada com a distância desses pontos, como na Equação:

$$G_{TL} = \frac{dT}{dP} = V_S \frac{L\rho}{K} \quad (3.2)$$

onde: G_{TL} = Gradiente térmico local [$^{\circ}\text{C}/\text{mm}$], dT = Variação de temperatura [$^{\circ}\text{C}$], dP = Diferença de posição [mm], e K = Condutividade térmica [$\text{W}/\text{m.K}$].

A taxa de resfriamento remete a diminuição da temperatura em função do tempo, ou seja, quanto calor está sendo extraído da peça em um determinado instante da solidificação, podendo ser determinada pelo produto da velocidade de solidificação com o gradiente térmico, Equação (3.3) (GARCIA, 2001).

$$\vec{T} = V_S \cdot G_{TL} = V_S^2 \frac{L \cdot \rho}{K} \quad (3.3)$$

onde: \vec{T} = Taxa de resfriamento [°C/s]. Essa expressão permite calcular as taxas de resfriamento no instante de solidificação para cada posição P a partir da superfície.

3.4.2. Distribuição de Soluto

As ligas de Al-Cu fundidas contêm em sua composição química elementos solutos ou impurezas que, ao longo do processo de solidificação são redistribuídos internamente a partir da superfície de resfriamento. A termodinâmica deste processo irá impor uma rejeição de soluto ou de solvente que dependerá da posição relativa da liga no respectivo diagrama de fases. Este processo terá como consequência uma forte movimentação atômica associada à transferência de calor que acompanha a solidificação (ROSA, 2004).

A distribuição do soluto ocorre a partir de uma fronteira de solidificação que pode ser considerada, em uma visão macro, como plana quando se trata de ligas diluídas ou de um material com pequeno grau de impurezas, ou também constituída por uma região confinada entre as isoterms *solidus* e *liquidus* quando se tratar da solidificação de ligas com maior concentração de soluto. Em ambos os casos, a forma através da quais os solutos e/ou impurezas são distribuídos é fundamental para as propriedades finais da estrutura bruta de solidificação (OSÓRIO, 2004).

3.4.3. Formação Macroestrutural

A formação da macroestrutura tanto nos metais puros, quanto nas ligas metálicas, são semelhantes do ponto de vista macroscópico e no que diz respeito à disposição das estruturas. Essa macroestrutura pode se apresentar em três diferentes zonas estruturais: coquilhada, colunar e equiaxial (OSÓRIO, 2004).

As macroestruturas de solidificação das peças fundidas em ligas Al-Cu apresentam grãos completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Uma forma

estrutural mais complexa, de forma mista de solidificação é composta por duas zonas estruturais, colunar ou equiaxial. Esta forma mista ocorre quando os grãos equiaxiais encontram condições de nuclear e crescer no líquido, à frente da fronteira colunar de crescimento, provocando a transição colunar/equiaxial – TCE, conforme pode ser visto na Figura 3.8.

As três formações estruturais podem ocorrer em uma peça de Al-Cu fundido, sendo o mais comum à ocorrência das estruturas colunar e equiaxial, com uma região de transição abrupta entre elas, conforme o esquema da Figura 3.10. Tanto a transição, quanto a formação das outras morfologias dependem das condições operacionais e condições impostas pelo sistema metal/molde. Podem ainda, interagirem em um mesmo fundido, ocupando proporções diferentes, influenciadas fortemente pelas condições de solidificação.

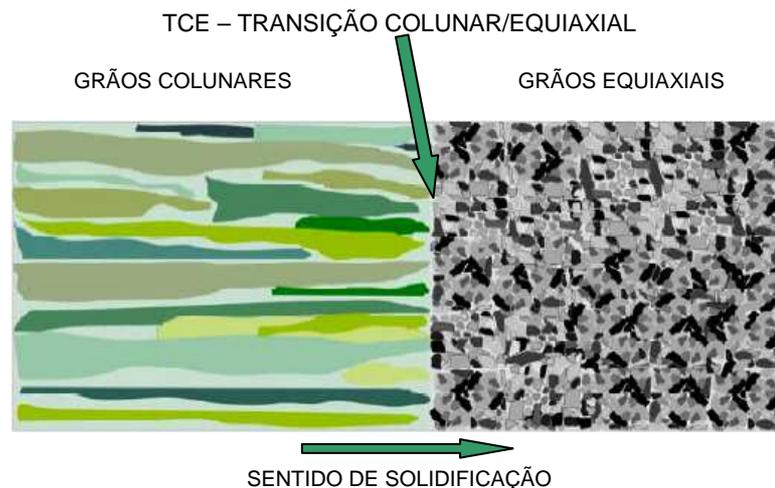


Figura 3.8. Ilustração esquemática da transição colunar/equiaxial (Adaptada de GARCIA, 2001).

De modo geral, quando o metal líquido é vazado em um molde qualquer, a porção do metal líquido que primeiro entra em contato com as paredes frias da lingoteira é rapidamente resfriada. Isso ocorrerá tão mais rapidamente quanto maior a extração de calor do molde (MELO, 2005b).

Zona Coquilhada ou Equiaxial Periférica: é uma fina camada de líquido resfriado onde ocorre uma alta frequência de nucleação dos grãos cristalinos com orientação aleatória. Essa camada de pequenos grãos finamente dispersos é localizada na superfície do lingote. O tamanho dessa zona depende de uma série de

fatores dentre os quais podem-se citar as propriedades termofísicas do material do molde, o coeficiente de transferência de calor metal/molde, e a temperatura de vazamento do metal líquido. Analisando-se ainda o mesmo vazamento e após o surgimento de uma primeira casca sólida, os únicos grãos que se desenvolverão serão aqueles que estarão crescendo a partir das paredes do molde e em direção ao líquido (Figura 3.9). Desses grãos, aqueles que tiverem direções de crescimento mais coincidentes com a direção de extração de calor, ou seja, perpendicularmente à parede do molde, crescerão de forma seletiva porque a direção preferencial de crescimento dendrítico é próxima dessa direção (GARCIA, 2001).

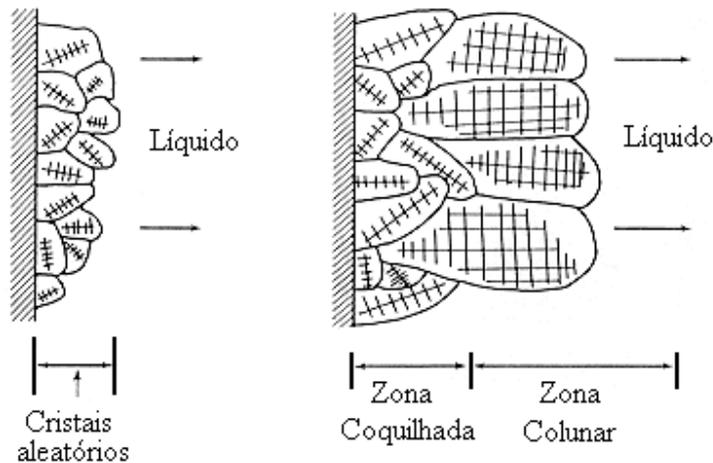


Figura 3.9. Representação esquemática do crescimento de grãos na zona coquilhada e surgimento da zona colunar (GARCIA, 2001).

Zona Colunar: os grãos colunares desenvolvem-se a partir dos grãos coquilhados, por meio de crescimento seletivo e preferencial, e os grãos que não tiverem direções favoráveis de crescimento serão bloqueados e impedidos de continuarem a crescer. O crescimento dos cristais colunares em direção ao centro do lingote continua enquanto o calor é progressivamente retirado por condução através do sólido e conduzido ao molde.

Zona Equiaxial Central: o líquido na região central do lingote também pode tornar-se resfriado, tanto por efeito térmico quanto constitucional. Qualquer embrião de sólido que surgir pode crescer aleatoriamente, na forma de cristais que crescem em direções aleatórias conhecidas como equiaxiais. Dessa forma, o crescimento da zona colunar pode ser bloqueado pela formação desta nova estrutura.

A Figura 3.10 mostra a representação esquemática das três zonas que podem constituir a macroestrutura de um lingote e a Figura 3.11 mostra as zonas colunar e equiaxial em um lingote de alumínio.

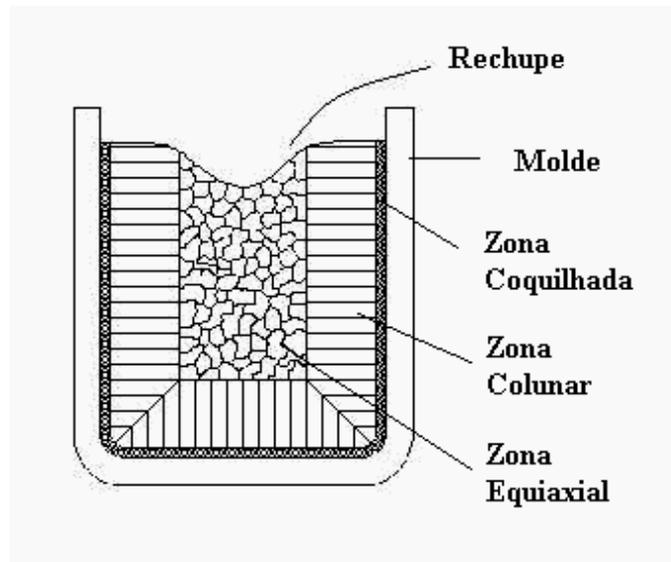


Figura 3.10. Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais de uma liga fundida (GARCIA, 2001).

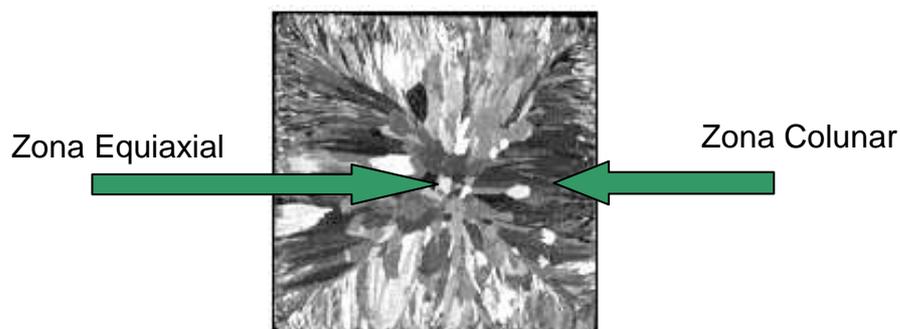


Figura 3.11. Visão macroestrutural mostrando a zona colunar e a equiaxial de uma liga fundida de Al-Cu (MATORANO, 2000).

Obviamente que a escolha do tipo da macroestrutura desejada dependerá fortemente das condições de projeto, da análise e conhecimento dos esforços mecânicos atuantes e principalmente da análise custo/benefício para obtenção da estrutura. Na grande maioria das situações práticas é desejável que a estrutura bruta de solidificação se apresente na forma de grãos equiaxiais, já que esse tipo de estrutura caracteriza-se pela isotropia de suas propriedades mecânicas.

Para desenvolver estruturas completamente equiaxiais é preciso impedir o crescimento colunar, através de dois procedimentos principais, como o controle da nucleação através das condições de solidificação ou adição de agentes inoculantes e a utilização de métodos físicos para produzir movimento forçado no metal líquido, podendo ser uma agitação mecânica ou indução eletromagnética (ROCHA, 2002).

A influência do tamanho de grão nas características mecânicas está associada ao efeito da distribuição de porosidades e como a maioria das fases mais frágeis precipita no processo de solidificação e acomodam-se preferencialmente nos contornos de grãos e, juntamente com a ação de outros parâmetros estruturais, são responsáveis pela resposta mecânica inferior das estruturas constituídas de granulação mais grosseira. Por isto busca-se uma granulação fina e ordenada em uma macroestrutura de ligas fundidas (OSÓRIO, 2004).

Nas estruturas colunares, os contornos de grão estão alinhados. Sabe-se que o produto segregado ficará contido entre os contornos dos grãos. Assim é importante que seja dada maior atenção à composição química dos contornos dos grãos em estruturas direcionadas.

3.4. Tratamentos Térmicos das Ligas de Al-Cu

Os tratamentos térmicos têm como finalidade causar modificações nas propriedades dos materiais pela alteração do tipo e proporção das fases presentes, pela variação da morfologia dos microconstituintes ou pela variação da concentração e distribuição de defeitos cristalinos. Segundo Spim (2004), uma grande variedade de ligas é suscetível de ter suas propriedades aprimoradas por meio de tratamentos térmicos.

Ainda que a resistência original possa ser aumentada agregando-se certos elementos, as propriedades mecânicas das ligas, com exceção de algumas ligas para fundição, não dependem apenas da sua composição química. Semelhante a outros metais, o alumínio e suas ligas endurecem e aumentam sua resistência quando trabalhados a frio. Além disso, algumas ligas de alumínio possuem a valiosa

característica de responder ao tratamento térmico, adquirindo resistências maiores do que as que podem ser obtidas apenas através do trabalho a frio (KISSEL, 2002).

As ligas de alumínio são submetidas a uma variedade de tratamentos térmicos durante a sua produção. Esses tratamentos visam a vários fins, desde ao aquecimento necessário na manufatura, como também ao controle das propriedades. Deve-se, entretanto, salientar que além das propriedades mecânicas, há outras propriedades que podem igualmente ser modificada, como por exemplo, propriedades elétricas, magnéticas e resistência à corrosão (OSÓRIO, 2004).

Para o caso de resfriamento lento de ligas de Al-Cu com teores abaixo de 5,65%Cu a partir do campo monofásico α , em condições próximas ao equilíbrio termodinâmico e com difusão atômica favorável, as fases se formam segundo diagrama de fases em equilíbrio, consistindo de uma matriz dendrítica de Al- α (alumínio alfa - CFC), com o microconstituente eutético Al_2Cu (constituído pelas fases α e θ) precipitado nas regiões interdendríticas e nos contornos de grãos (Figura 3.12).

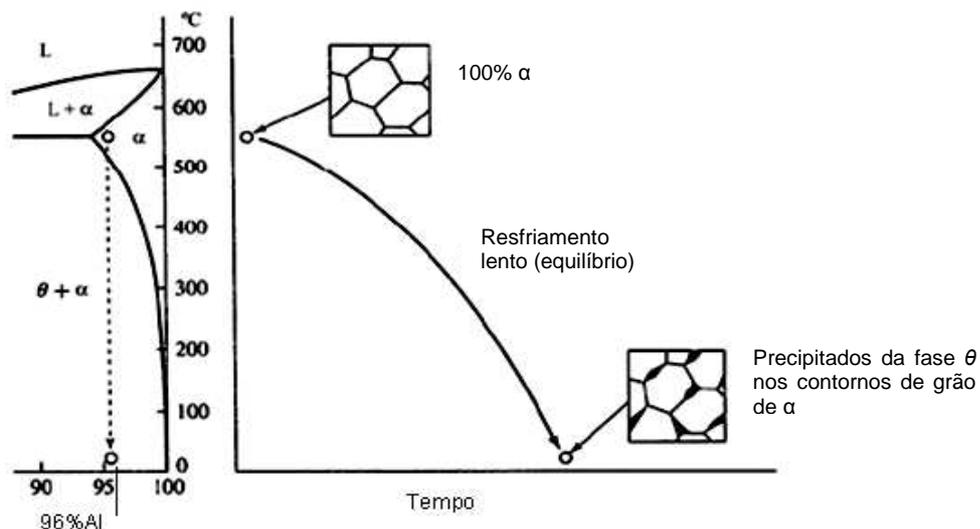


Figura 3.12. Resfriamento lento da liga Al-Cu (GARCIA, 2001).

De acordo com a ABAL (2004), as ligas tratáveis termicamente podem ser trabalhadas a frio e, posteriormente, sofrer tratamento térmico para o aumento da resistência mecânica. As ligas não-tratáveis termicamente podem ser submetidas a outros tratamentos térmicos como o de estabilização e recozimentos plenos ou parciais.

É freqüente em ligas de alumínio a aplicação de uma seqüência de dois tratamentos térmicos: solubilização e precipitação, também chamada de envelhecimento (BRADASHIA, 2002).

O tratamento de solubilização e envelhecimento tem por objetivo a obtenção de precipitados finos, que ao mesmo tempo sejam grandes o suficiente para agir como obstáculos ao movimento das discordâncias no reticulado cristalino, endurecendo a liga, ou pequenos o suficiente para manter a coerência com a matriz, fundamental para manter o efeito de endurecimento. A solubilização, ao garantir a obtenção de uma solução sólida (dissolução total dos elementos de liga) mantida à temperatura ambiente de modo instável por meio de resfriamento rápido, permite um melhor controle do crescimento dos precipitados durante o posterior envelhecimento.

O processo denominado envelhecimento produz um endurecimento progressivo da liga que muitas vezes pode durar períodos muito longos de tempo e em algumas ocasiões, vários anos. Estudos em microscopia eletrônica comprovam que o fenômeno de envelhecimento deve-se à formação de agrupações de átomos de soluto nas denominadas zonas Guinier-Preston (GP), cujo número cresce ao longo do tempo. Nas zonas GP, o efeito endurecedor dessas zonas é devido ao fato de que elas impedem o movimento de discordâncias na rede cristalina, devido às distorções que nela se originam (CALLISTER, 2002).

O primeiro precipitado que se forma, com a maior rapidez, é apenas a estrutura que logo é substituída por uma fase mais estável passando por uma série de estados metaestáveis no caminho para o equilíbrio. Primeiro, os átomos de cobre agrupam-se em pequenos aglomerados ("*clusters*"), chamados zona GP-1 nos planos {100} da matriz formada por solução sólida de alumínio. De acordo com Garcia (2001), esses aglomerados crescem um pouco e, então, assumem uma estrutura ordenada, sendo então chamados agora de GP-2. Ambos os tipos podem ser observados por meio de técnicas de difração de raios-X. Com a difusão dos átomos de cobre, as zonas crescem e se tornam partículas. As partículas do precipitado passam então através de duas fases de transição (representadas por θ'' e θ'), antes da formação da fase de equilíbrio θ (Al_2Cu). A fase θ' é uma forma preliminar do composto intermetálico Al_2Cu , cuja estrutura cristalina é coerente e

contínua em relação à da fase matriz de Al. A fase de equilíbrio do Al_2Cu (fase θ) é maciça e incoerente com a matriz. A dureza máxima está associada com o máximo do GP-2, que é muito pequena para ser visível ao microscópio ótico (SPIM, 2004).

Em outras ocasiões, a evolução para sistemas mais estáveis requer tratamentos a temperaturas mais ou menos elevadas, recebendo o nome de envelhecimento artificial. Em temperaturas relativamente baixas formam-se as zonas GP enriquecidas em soluto. Ao aumentar a temperatura (Figura 3.13) ou o tempo, produz-se a substituição das zonas GP por precipitados de transição com estrutura cristalina própria e diferente do reticulado, ainda que coerente com a rede cristalina e a fase de equilíbrio. Este estado também provoca um endurecimento na liga tratada termicamente (MATORANO, 2000).

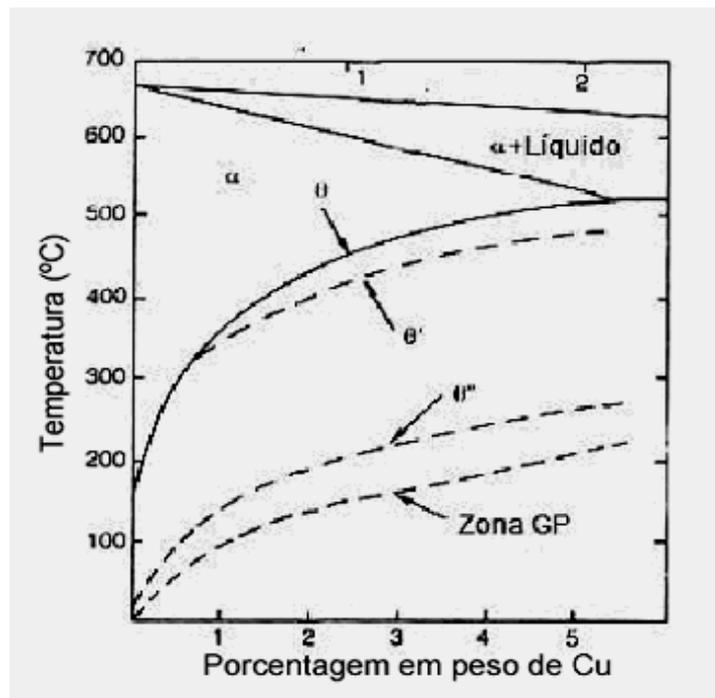


Figura 3.13. Diagrama de fases Al-Cu, mostrando as regiões de formação das zonas GP metaestáveis θ'' e θ' (BUSQUIM, 2007).

Analisando a Figura 3.13 pode-se observar que as zonas GP são formadas em baixas temperaturas, sendo que as linhas tracejadas indicam que estas fases são metaestáveis. As fases θ'' e θ' estão representadas por linhas tracejadas, pois são fases metaestáveis, que com a elevação da temperatura ou tempos prolongados de tratamento térmico se transformam em compostos de equilíbrio

termodinâmico, que vem a ser θ em linha sólida.

Já é conhecido na literatura que enquanto o envelhecimento natural leva a um aumento contínuo da resistência com o tempo, o artificial produz um aumento até um máximo, variável com o tempo para cada temperatura e a partir do qual observa-se uma queda na resistência da liga (superenvelhecimento).

Prosseguindo o envelhecimento numa temperatura suficientemente alta (envelhecimento artificial), formam-se os precipitados metaestáveis, inicialmente coerentes e posteriormente semicoerentes. A coerência do precipitado com a matriz, ao provocar distorções na mesma, devido a pequenas diferenças de parâmetro de rede, gera um campo de tensões que dificulta a movimentação de discordâncias, endurecendo o material. Com o tempo ocorre perda parcial de coerência, através do surgimento de discordâncias de interface entre o precipitado e a matriz, que está associada a uma pequena queda de dureza.

Prolongando o envelhecimento para tempos excessivos ocorre a perda total de coerência, havendo a formação de uma interface entre o precipitado e a matriz, aliviando totalmente as tensões, provocando amolecimento. Além disso, como os precipitados incoerentes, estáveis e muito grandes encontram-se muito afastados devido ao coalescimento, deixa um caminho livre para a movimentação das discordâncias, favorecendo o amolecimento do superenvelhecimento.

A diferença básica entre o envelhecimento artificial e o envelhecimento natural, além dos níveis de dureza que podem ser atingidos (bem mais altos para o envelhecimento artificial), é a cinética do processo: enquanto o pico de dureza no envelhecimento artificial pode ser obtido em algumas horas (tanto mais rápido quanto mais alta a temperatura), no envelhecimento natural o máximo de dureza somente acontece após uma semana ou mais à temperatura ambiente.

3.2.1. Homogeneização

Um dos mais importantes tratamentos térmicos comerciais é o tratamento de homogeneização de fundidos. Consiste na manutenção da liga a uma temperatura elevada para eliminar ou diminuir por difusão, a segregação química e seguida de

um resfriamento lento. A temperatura e o tempo utilizados nesse tratamento dependem da taxa de difusão e da estrutura original da peça (SPIM, 2004).

A homogeneização nas ligas Al-Cu fundidas é realizada em temperaturas entre 300°C e 500°C, dependendo da liga a ser tratada e tem como objetivo a função de remover ou reduzir as segregações, difundindo os microconstituintes e produzindo estruturas estáveis, além de controlar certas características metalúrgicas, tamanho de grãos, propriedades mecânicas, estampabilidade, entre outras.

É comum o aumento de dureza nas ligas fundidas de Al-Cu após a homogeneização, decorrente da redução das tensões nos contornos de grãos e uma disposição homogênea dos precipitados endurecedores nos contornos dos grãos (PERES, 2005).

Também conhecido como pré-aquecimento do lingote anterior ao trabalho a quente, tem como principal objetivo aumentar a trabalhabilidade da peça fundida. A microestrutura dos tarugos e placas fundidas de ligas de alumínio é bastante heterogênea, apresentando segregações numa estrutura dendrítica, com grande variação de composição química, com o teor de soluto aumentando progressivamente das superfícies para o centro, assim como a presença de partículas de segunda fase, que se formam preferencialmente nos contornos das dendritas (MARGARIDO, 2003). Devido à baixa ductilidade resultante da presença localizada dessas partículas, as estruturas fundidas estão associadas com baixa trabalhabilidade.

Os tratamentos térmicos de homogeneização das estruturas fundidas foram desenvolvidos de maneira empírica, baseados em observações metalográficas em microscópio ótico para determinar o tempo e a temperatura necessários para reduzir a segregação e dissolver as partículas de segunda fase. Entretanto, mais recentemente têm surgido métodos que permitem determinar quantitativamente o grau de microsegregação e as taxas de dissolução e de homogeneização. Em geral, quanto mais grosseira a estrutura dendrítica, maior a segregação e mais difícil será a homogeneização, uma vez que as distâncias, que devem ser vencidas pela difusão dos átomos, tornam-se mais longas (SPIM, 2004).

O termo homogeneização é normalmente usado para designar o tratamento

de ligas monofásicas, enquanto os tratamentos que objetivam a dissolução de segundas fases são mais conhecidos como solubilização (CALLISTER, 2002).

3.3.2. Solubilização

O tratamento térmico de solubilização produz uma condição estrutural instável, aplicada somente à ligas que podem sofrer mudanças na dureza devido ao envelhecimento natural ao longo do tempo em temperatura ambiente.

De acordo com Callister (2002), no tratamento térmico de solubilização todos os átomos de soluto são dissolvidos para formar uma solução sólida monofásica. A solubilização consiste em aquecer o material a uma temperatura bem elevada em um campo monofásico, de tal modo que nesta temperatura, com os coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio já suficientemente aumentados, seja possível a migração desses átomos, proporcionando a dissolução completa. Esta etapa do tratamento térmico é fundamental para assegurar que o envelhecimento subsequente, realizado em temperatura bem mais baixa e tempo mais prolongado, ocorram de modo controlado, de tal maneira que os precipitados sejam formados de forma controlada, principalmente no que se refere ao tamanho dos mesmos e conseqüentemente sua coerência com a matriz (QUARESMA, 2000).

O objetivo do tratamento de solubilização é pôr em uma solução sólida a maior quantidade possível de átomos de soluto do cobre na matriz rica em alumínio (Figura 3.14). Para algumas ligas a temperatura na qual a máxima quantidade de soluto pode estar dissolvida corresponde à temperatura eutética. Sendo assim, as temperaturas de solubilização devem ser limitadas a um nível seguro no qual as conseqüências do superaquecimento e da fusão parcial sejam evitadas. A liga Al-Cu apresenta essa característica que permite maior tolerância de temperaturas de solubilização. Mesmo assim, o limite superior de temperatura de solubilização deve levar em conta outros fenômenos, como o crescimento de grão, efeitos de superfície, economia e operacionalidade (ASM HANDBOOK, 1984).

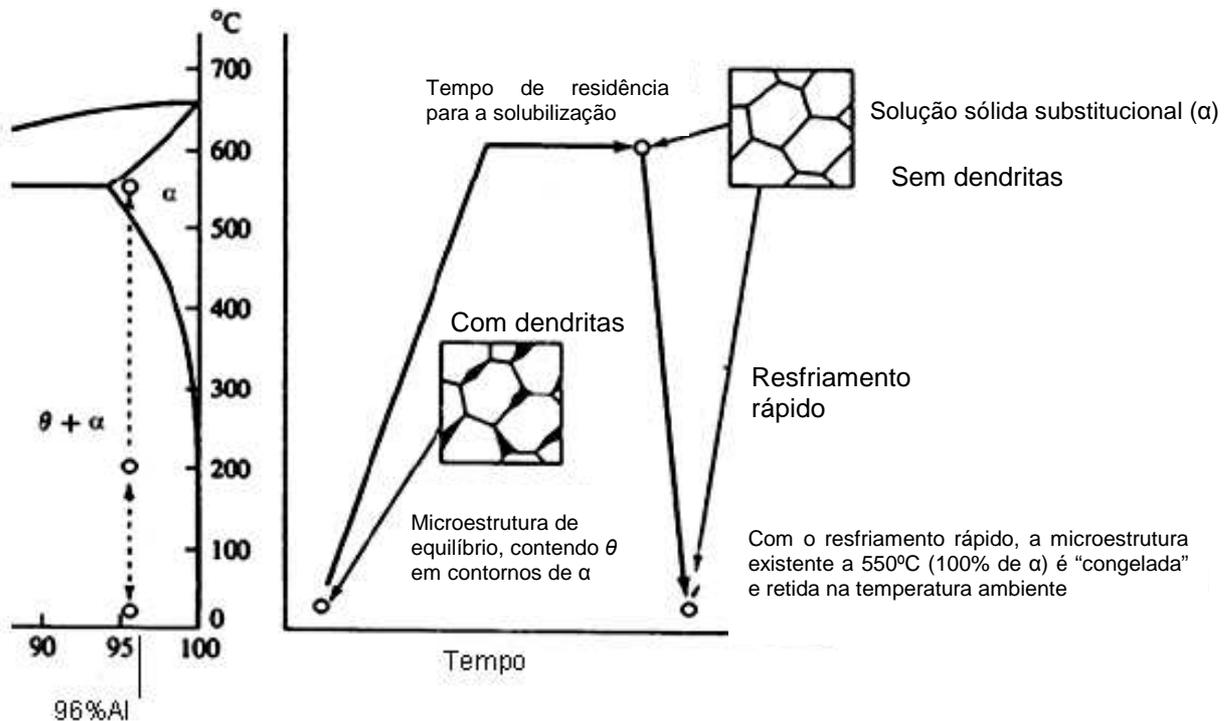


Figura 3.14. Esquema do tratamento de solubilização (Adaptado de GARCIA, 2001).

Posteriormente, a manutenção do material à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a uma temperatura mais elevada (envelhecimento artificial) leva à formação de precipitados endurecedores. No envelhecimento natural a cinética de precipitação é mais lenta do que no envelhecimento artificial, no qual o controle de temperatura e tempo permite a obtenção de valores de dureza mais elevados (JAIME, 2002).

No envelhecimento artificial (Figura 3.15) é possível atingir o máximo de dureza para um determinado tempo de tratamento, após o qual o crescimento excessivo dos precipitados e a conseqüente perda de coerência dos mesmos com a matriz levam à queda de dureza denominada superenvelhecimento.

Pode-se identificar na Figura 3.15, o cobre ainda não dissolvido na matriz de alumínio, quando ainda na temperatura ambiente, de aproximadamente 25°C, antes da solubilização.

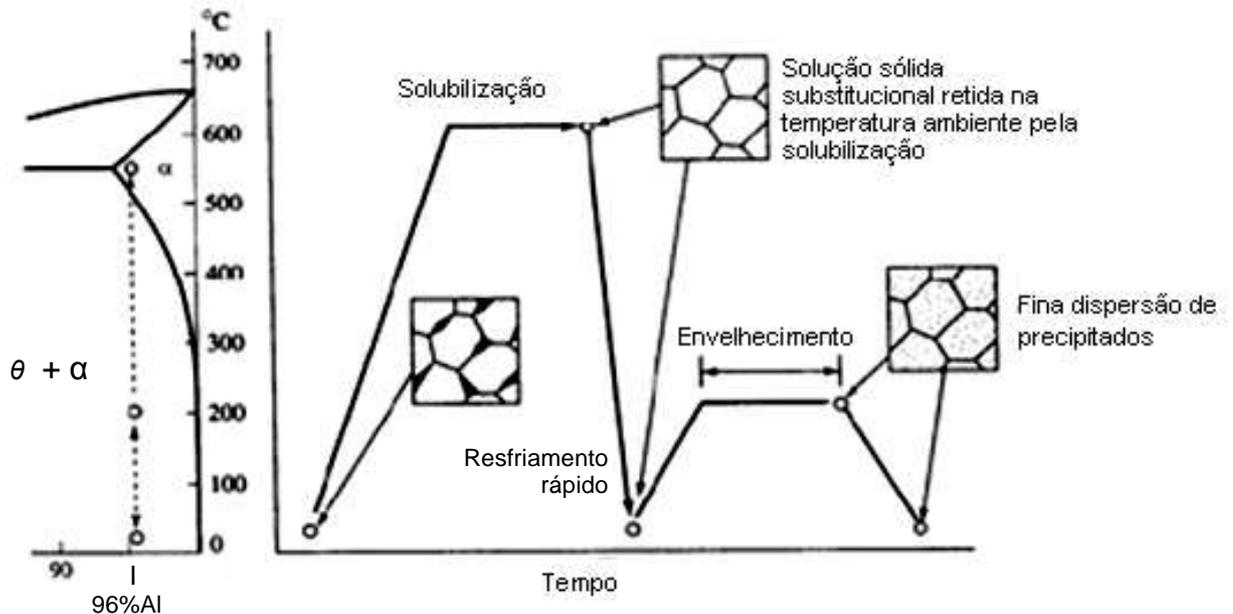


Figura 3.15. Esquema do tratamento de envelhecimento artificial (Adaptado de GARCIA, 2001).

Na temperatura elevada de aquecimento para a solubilização, este Al_2Cu se dissolve totalmente na matriz de alumínio, formando uma solução sólida monofásica. Para manter este cobre em solução, realiza-se um resfriamento rápido (têmpera) e inicia-se a precipitação da fase intermetálica (Al_2Cu) que se tornará completa no final do tratamento de envelhecimento, ocorrendo a dispersão de precipitados, por este motivo o envelhecimento também é chamado de endurecimento por precipitação.

O resfriamento rápido que se segue à têmpera é uma etapa crítica do tratamento porque é fundamental para manter à temperatura baixa a solução sólida obtida em alta temperatura. Além disso, o resfriamento rápido permite manter à temperatura ambiente a mesma concentração de lacunas existente em alta temperatura, e estas lacunas são muito importantes para acelerar o processo de difusão dos átomos de soluto que ocorre no tratamento posterior de envelhecimento (PRADOS, 2006).

O meio de resfriamento rápido mais usado é a água, embora, caso seja necessária uma taxa de resfriamento mais baixa, possam ser usados diversos líquidos orgânicos como meios de resfriamento rápido. O resfriamento ao ar é muito lento para a maioria das ligas de alumínio, permitindo o prosseguimento do

processo de precipitação, embora não seja tão lento como o resfriamento ao forno, evidentemente (NAZARENO, 2007).

A Figura 3.16 representa um diagrama geral de equilíbrio para uma liga metálica hipotética. Se esta liga for aquecida até a temperatura T_1 , ela só poderá conter a fase alfa. Caso fosse até a temperatura T_3 , a situação normal seria ter as fases alfa e beta, mas se a liga for temperada (resfriada rapidamente até a temperatura T_2), a difusão é bloqueada e o resultado é uma solução sólida supersaturada. Em um posterior aquecimento (T_3) e manutenção desta temperatura por um tempo determinado, esta situação levaria à precipitação da fase beta até que sua concentração se torne a permitida pela linha de equilíbrio que cruza a vertical C' (CALLISTER, 2002).

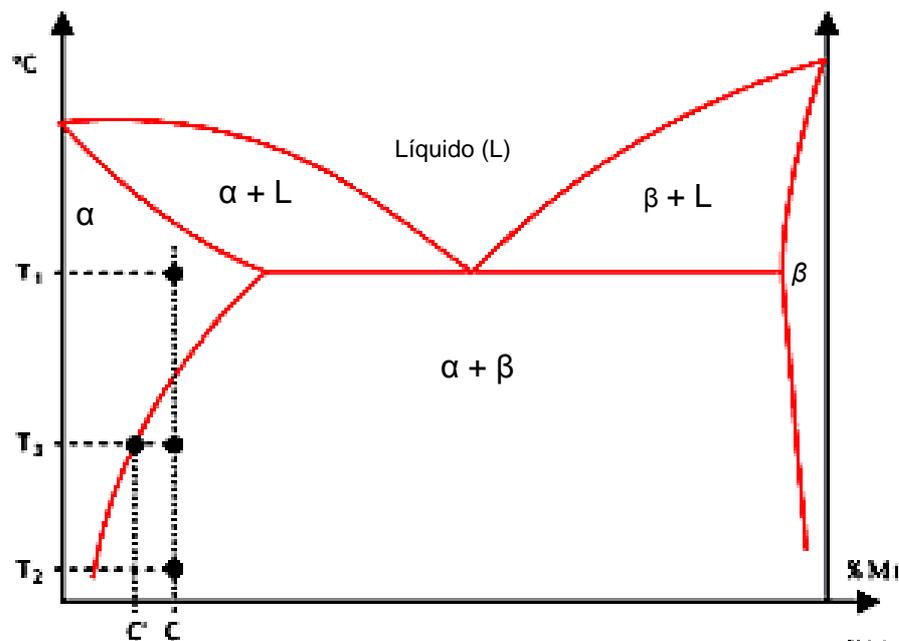


Figura 3.16. Diagrama geral de equilíbrio para ligas metálicas (CALLISTER, 2002).

No sistema Al-Cu pode-se observar uma grande região de solubilidade sólida (Figura 3.17, derivada da Figura 3.16). O limite máximo de solubilidade sólida é de 5,65% de Cu em Al, o que propicia que as ligas desse sistema sejam tratadas termicamente através de solubilização (BRADSCHIA, 2002).

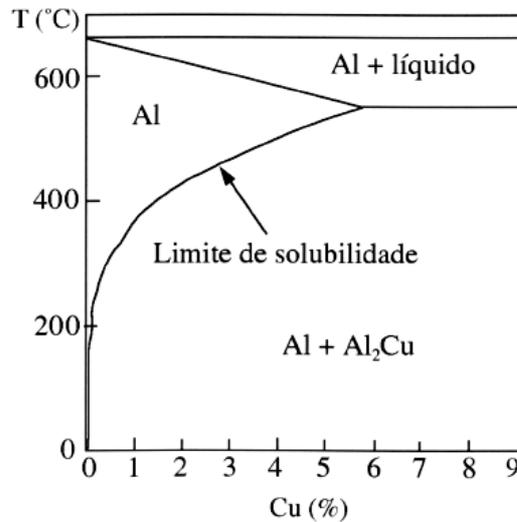


Figura 3.17. Detalhe do diagrama de equilíbrio Al-Cu (BRADASCHIA, 2002).

3.3.3. Envelhecimento

A principal condição para que uma liga possa ser envelhecida ou endurecida por precipitação é que a solubilidade diminua com o decréscimo da temperatura, de forma que uma solução sólida supersaturada possa ser obtida (não há tempo suficiente para precipitar a fase secundária).

Este tratamento térmico consiste na precipitação de outra fase, na forma de partículas extremamente pequenas e uniformemente distribuídas. Esta nova fase endurece a liga. Após o envelhecimento, o material terá adquirido máxima dureza e resistência. O envelhecimento pode ser natural, feito à temperatura ambiente ou artificial, acelerado em forno com temperatura controlada (GARCIA, 2005).

Se uma precipitação substancial da fase metaestável ocorrer à temperatura ambiente, é chamado envelhecimento natural. Entretanto, algumas ligas podem ser endurecidas por envelhecimento a elevadas temperaturas, também chamado de envelhecimento artificial. No caso da liga Al-4%Cu, a temperatura para endurecimento por envelhecimento artificial está geralmente entre 130°C e 190°C.

O efeito da precipitação é bastante acelerado mediante aquecimento em temperaturas da ordem de 95 a 205 °C, muito inferiores à temperatura *solvus* (acima da qual ocorre a solubilização dos átomos de soluto), porém suficientes para a

obtenção de energia térmica necessária para a difusão dos átomos de soluto que permite a formação dos precipitados endurecedores (Figura 3.18).

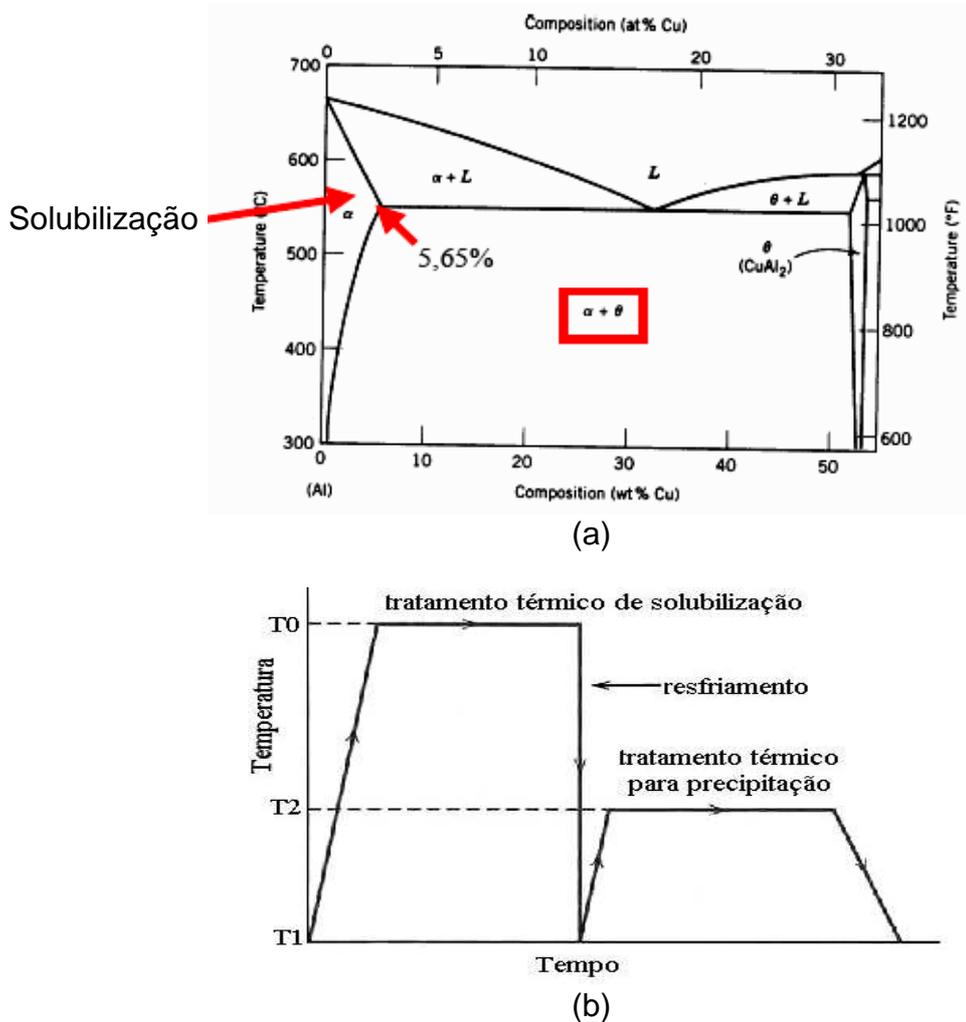


Figura 3.18. (a) Diagrama de fases em equilíbrio do sistema Al-Cu (parte rica em Al) e (b) esquema dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial (ABAL, 2005).

Entretanto, o máximo de dureza (Figura 3.19) atingido por uma liga através de tratamento térmico (T6) também corresponde a uma considerável queda de ductilidade e tenacidade (Figura 3.20). Utiliza-se o termo envelhecimento natural para designar os processos de precipitação que ocorrem com a manutenção da liga de alumínio à temperatura ambiente, evidentemente muito mais lento e com níveis de dureza resultante bem mais baixo do que os que ocorrem no envelhecimento artificial (MELO, 2005b). No tratamento de precipitação, após solubilização, ocorre a formação de precipitados metaestáveis muito finos que endurecem o material.

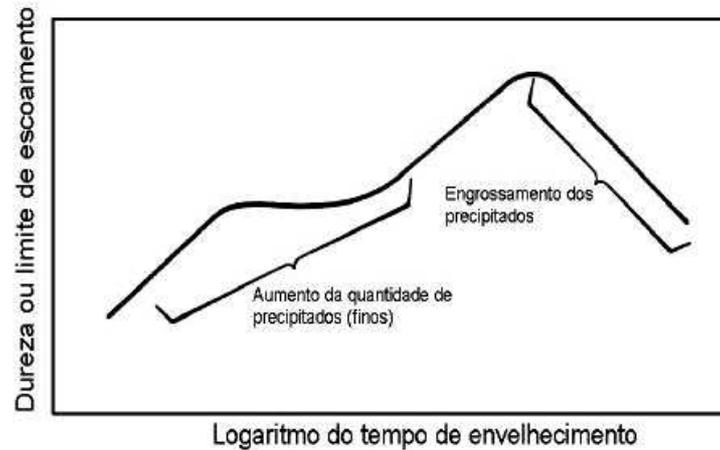


Figura 3.19. Representação esquemática do comportamento de propriedades mecânicas em função do tempo de envelhecimento (ROCHA, 2002).

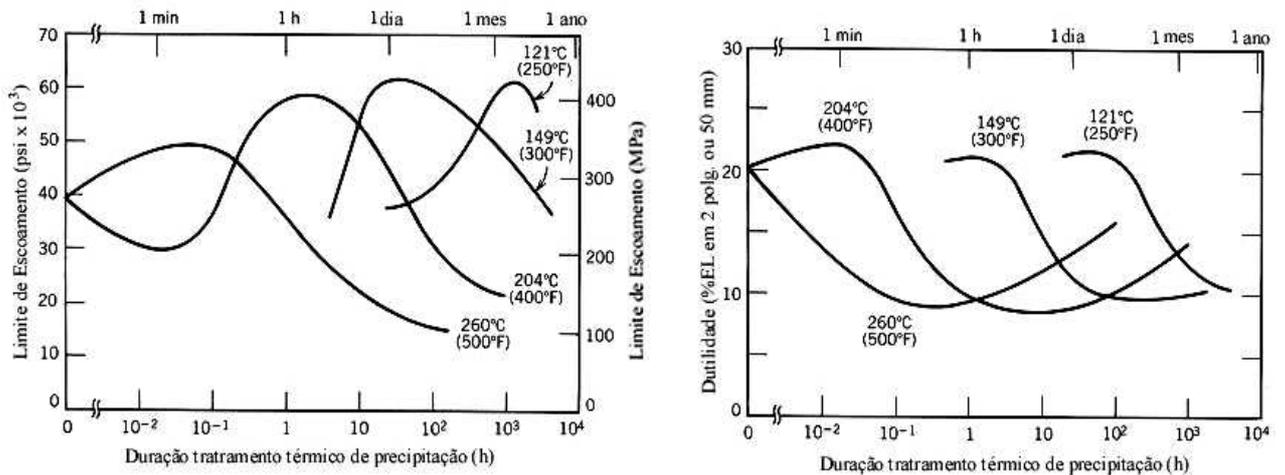


Figura 3.20. Comportamento de propriedades mecânicas em função do tempo de envelhecimento para a Liga de alumínio 2014 (0,9%Si; 4,4%Cu; 0,8%Mn; 0,5%Mg) (ROCHA, 2002).

A liga fundida Al-Cu com 4% de Cu, 0,5% de Mg e 0,7% de Mn, apresenta uma resistência à tração no estado solubilizado de 18 kgf/mm² e após o tratamento de envelhecimento, esta mesma resistência à tração passa para 43 kgf/mm², com valores médios de dureza variando de 30 HB a 90 HB.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Preparação da Liga-Mãe

A liga de alumínio utilizada nos experimentos deste trabalho é similar a liga a AA 201.2, que na classificação da NBR 6834:2000 pode ter percentuais médios em peso de 4,6 de cobre, 0,35 de magnésio, 0,35 de manganês, 0,05 de silício, 0,10 de ferro, 0,25 de Ti e o restante de alumínio. Esta liga caracteriza-se por apresentar boa usinabilidade, média fluidez, baixa resistência à corrosão, bom acabamento com polimento, média soldabilidade, média resistência mecânica e pode ser tratada termicamente.

A liga usada neste trabalho foi preparada com 96% de alumínio e 4% de cobre no LAMETT – PUCRS como mostra a Figura 4.1, após foi fundida e vazada para dentro de uma lingoteira com termopares para obtenção dos lingotes para os experimentos de solubilização.



(a)



(b)

Figura 4.1. Liga-mãe: (a) pesagem da carga, e (b) lingotes da liga Al-4%Cu (AA 201.2).

Foram retiradas duas amostras para caracterização metalográfica e composicional, sendo cortadas, lixadas com seqüências 220, 320, 400, 600 e 1200 e polidas com abrasivos de 1 e 0,25 μm . Após, estas amostras foram para o Laboratório de Microscopia e Microanálise da PUCRS para análise metalográfica e para o Laboratório de Fundição da UFRGS para análises de composição química por espectroscopia de emissão óptica (OES).

4.2. Equipamentos Utilizados

Para a execução das tarefas da parte experimental foram utilizados equipamentos especificamente projetados para atender a metodologia utilizada.

A seguir apresenta-se a lista destes equipamentos:

4.2.1. Forno de Fusão/Solidificação Unidirecional

Este forno foi projetado e desenvolvido especialmente para promover solidificação unidirecional. As principais características do forno são: câmara quente com duas aberturas, uma superior e outra inferior, possibilitando ser carregado tanto por baixo como por cima, além da possibilidade de entrada do sistema de resfriamento por baixo. As dimensões úteis são: abertura inferior de 100 mm de diâmetro e a câmara quente com 200 mm de altura e 200 mm de diâmetro, com a abertura superior também com 200 mm de diâmetro. A temperatura máxima de trabalho é de 1650°C.

O forno de fusão/solidificação unidirecional (Figura 4.2) tem sua estrutura em chapas e perfis de aço laminado, garantindo uma estrutura bastante rígida. Para garantir uma melhor funcionalidade, o forno opera na posição vertical e com abertura nas duas extremidades para passagem da lingoteira e dos demais instrumentos e acessórios. O isolamento da câmara quente foi feito em fibra cerâmica, que devido ao seu baixo peso e alta resistência térmica, proporciona grande rendimento, economia de energia elétrica e baixa inércia térmica. O painel de controle é montado em uma caixa metálica na parte inferior evitando um

superaquecimento dos componentes eletro-eletrônicos.



Figura 4.2. Foto externa do forno de fusão/solidificação unidirecional.

Com uma potência de 8 kW, este forno é controlado eletronicamente por um microprocessador modelo N1100, com possibilidade de programação de 49 segmentos diferentes para aquecimento e resfriamento. O monitoramento da temperatura se dá por intermédio de um termopar tipo S (Pt – Pt/Rh) dentro da câmara quente (Figura 4.3).



Figura 4.3. Vista do interior da câmara quente.

4.2.2. Lingoteira de Aço Inoxidável AISI 304

Para o processo de fusão e solidificação unidirecional da liga de Al-4%Cu foi desenvolvida uma lingoteira em aço inoxidável AISI 304 que se divide em três partes básicas, denominada molde, chapa-molde e sistema de resfriamento (Figura 4.4).

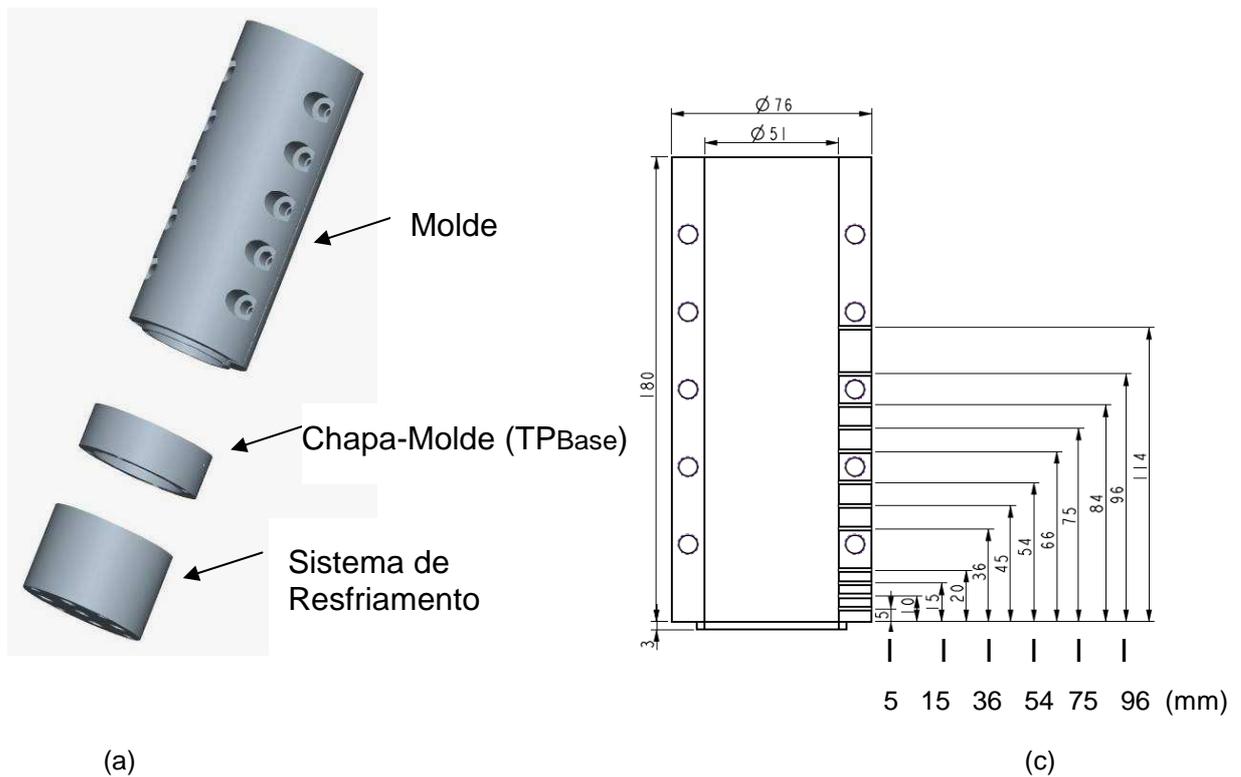


Figura 4.4. (a) e (b) lingoteira de aço inoxidável AISI 304 e partes; (c) dimensões e instalação dos termopares.

O molde é um tubo cilíndrico com 76 mm de diâmetro externo e 51 mm de diâmetro interno com uma altura de 180 mm. Este corpo cilíndrico é bipartido e possui doze furos em um de seus rasgos para a entrada dos termopares para o monitoramento e controle da temperatura do experimento. A chapa molde funciona como uma base do molde para fechamento da cavidade inferior onde é acoplado um corpo cilíndrico para o sistema de resfriamento.

4.2.3. Termopares Tipo K (Chromel-Alumel)

Para os experimentos com a liga Al-4%Cu foram utilizados termopares do tipo K, adequados para as faixas de temperatura utilizadas no decorrer do processo de fusão e solidificação, instalados na lingoteira de aço inoxidável (Figura 4.5).

O termopar tipo K (Chromel -90%Ni e 10%Cr – Alumel – 95%Ni, 2%Mn, 1%Si e 2%Al) pode ser utilizado para medir uma faixa de temperatura que vai de -270°C a 1250°C. Esse tipo de termopar pode ser utilizado em atmosferas inertes e oxidantes e, tendo uma alta resistência à oxidação, também pode ser utilizado em temperaturas superiores a 600°C. O mesmo não é recomendado para utilização em atmosferas redutoras e sulfuradas.



Figura 4.5. Lingoteira com os termopares instalados.

Os termopares do tipo K instalados no interior da lingoteira (Figura 4.6) apresentam a junta quente, com corpo protegido por bainha de aço inoxidável com diâmetro de 1,6 mm.



Figura 4.6. Detalhe dos termopares instalados no interior da lingoteira.

4.2.4. Sistema de Resfriamento

O sistema de resfriamento foi projetado para possibilitar a fixação de toda a lingoteira no forno e para conduzir o fluido de resfriamento. Nessa peça foi projetado um canal de entrada no centro, fazendo com que o fluido de resfriamento entre diretamente no centro da chapa molde (região inferior da lingoteira) e em quatro canais de saída, distribuídos simetricamente na periferia da base da lingoteira. Na parte inferior há dutos de entrada e saída, feitos de tubos de cobre, para a circulação do fluido de resfriamento. Este sistema de resfriamento foi elaborado para ter como fluido de resfriamento a água ou o ar.

4.2.5. Medidor de Vazão (Rotâmetro)

Para medir a vazão de ar usado no sistema de resfriamento do forno de fusão/solidificação unidirecional foi utilizado um rotâmetro de esfera flutuante para ar comprimido com escala de 0 a 30 l/m, instalado na lateral do forno (Figura 4.7). Também foi instalado um segundo rotâmetro para controlar a atmosfera protetora do banho com a injeção de um fluxo de 0,2 l/min de argônio.



Figura 4.7. Detalhe da instalação dos rotômetros.

4.2.6. Sistema de Aquisição de Dados

O sistema de aquisição de dados tem o propósito de monitorar o perfil de temperatura do processo de solidificação unidirecional deste trabalho. O modelo utilizado é o CAD 12/36 (conversor analógico digital) com um módulo condicionador de sinal analógico MSC 1000 da LYNX TECNOLOGIA. Este módulo está instalado (Figura 4.8), configurado e calibrado em uma porta (*slot*) ISA de um microprocessador Pentium II 300 MHz, 32 MB de memória RAM, HD de 4GB. O *software* para o registro dos dados é o AqDados v.5.06.

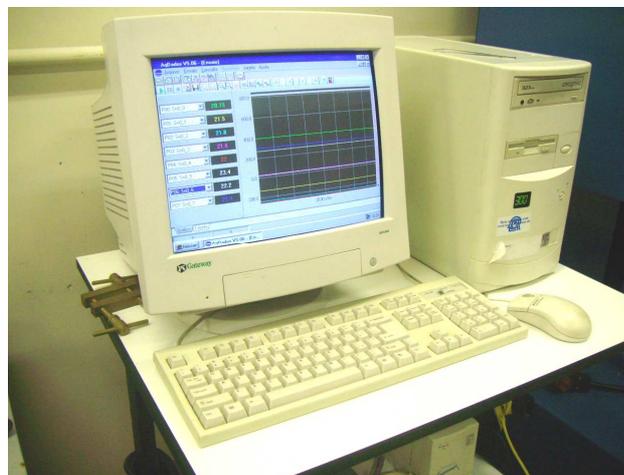


Figura 4.8. Foto do sistema computacional de aquisição de dados.

4.2.7. Microscópio Óptico

Foi utilizado para as análises das microestruturas da liga Al-4%Cu um microscópio óptico da marca Olympus com câmara digital Sony acoplado a um microcomputador do Laboratório de Microscopia Óptica – LAMETT-NUCLEMAT–PUCRS (Figura 4.9).



Figura 4.9. Microscópio óptico e sistema de tratamento de imagens.

4.2.8. Durômetro de Dureza Brinell

Para ensaios de dureza Brinell foram utilizados os durômetros do Laboratório do LAMETT-NUCLEMAT (ver Figura 4.10).



Figura 4.10. Durômetro para medição Brinell.

4.2.9. Forno para Tratamento Térmico

Para os tratamentos térmicos de solubilização das amostras foi usado o forno Jung do laboratório LAMETT-PUCRS (Figura 4.11).



(a)



(b)

Figura 4.11. (a) forno tipo mufla para tratamento térmico e (b) detalhe interno.

4.3. Procedimentos Laboratoriais

A Figura 4.12 apresenta um fluxograma dos procedimentos experimentais realizados, desde a confecção da liga-mãe em dois lotes de 2,5 kg, certificação da composição química, experimentos de solidificação para obtenção dos lingotes e das amostras, tratamentos térmicos e caracterização estrutural e da dureza.

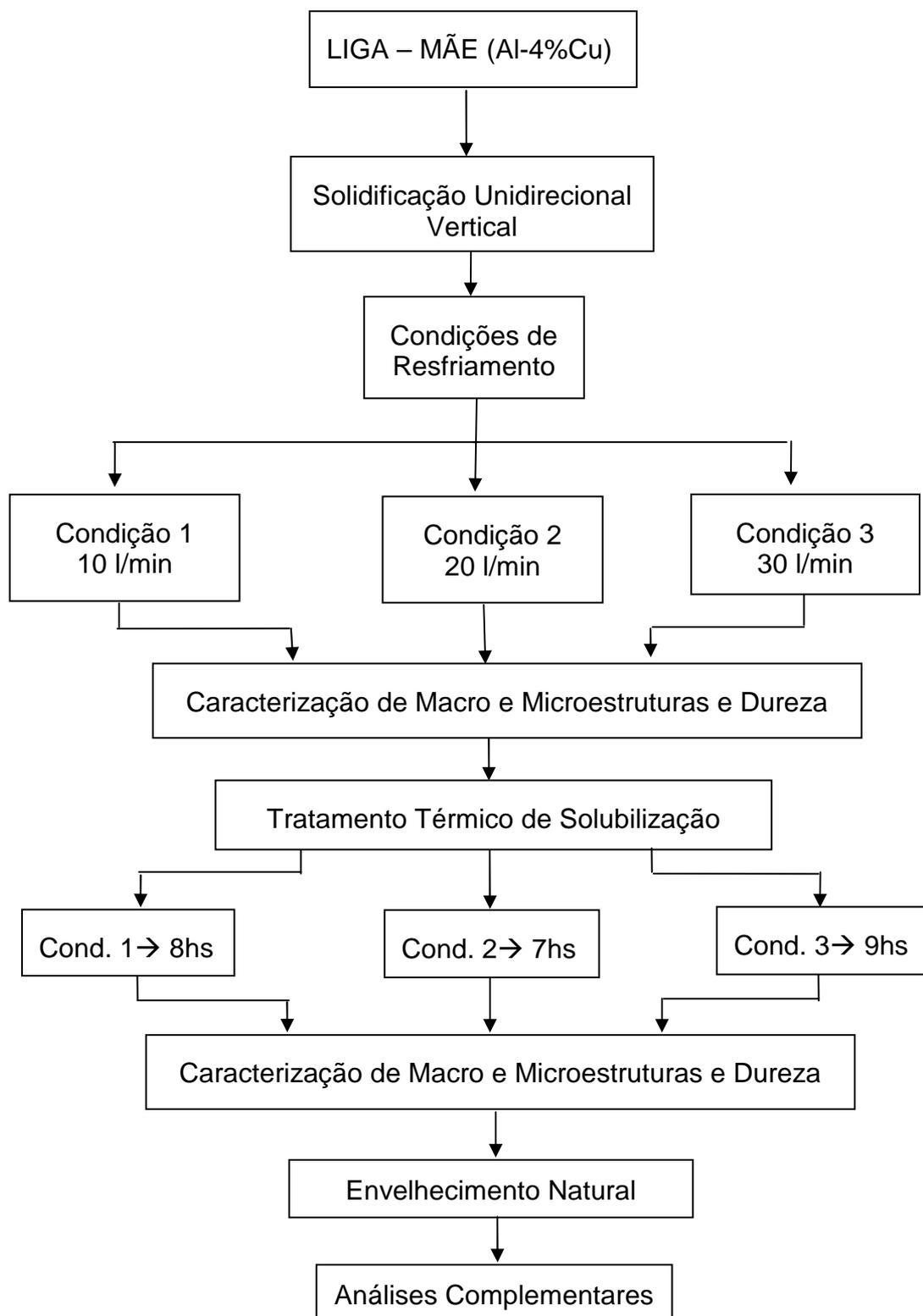


Figura 4.12. Fluxograma do modelo experimental.

A liga de Al-4%Cu foi fundida e vazada para dentro da lingoteira com termopares nela instalados e após a solidificação da liga, esta foi retirada da

lingoteira em seu estado bruto e caracterizada por microscopia óptica e realizada medições de dureza Brinell (HB).

4.3.1. Solidificação dos Lingotes

Foram feitos três lingotes, a partir da liga-mãe, solidificados no forno unidirecional vertical com temperatura média de 720°C e tendo os lingotes resfriamentos a ar comprimido diferenciados, com vazões de 10 l/min para a condição 1, 20 l/min para a condição 2 e 30 l/min para a condição 3.

A solidificação aconteceu de forma vertical ascendente. Cada experimento teve seis termopares inseridos dentro do metal em diferentes posições a partir da base, permitindo um registro da evolução térmica durante o processo. Estes dados foram adquiridos e armazenados no sistema de aquisição de dados, em computador já disponível para ser utilizado para levantamento e diagnóstico das variáveis térmicas de solidificação como temperaturas e tempos. Um aspecto que foi analisado é o fato de o soluto ser rejeitado durante a solidificação, o que provocou uma variação composicional ao longo da altura do lingote, sendo analisado por meio de medidas de composição química em diferentes amostras retiradas do lingote.

Como o perfil de temperatura é crescente em direção ao topo do lingote, a base teve uma formação microestrutural diferenciada da região superior. Após o término da solidificação, os lingotes foram seccionados longitudinalmente ao meio, sendo uma metade utilizada para análise da macroestrutura e a outra para a microestrutura, onde foi particionado em seis partes cortadas na posição onde estavam instalados os termopares na lingoteira. Este procedimento aumenta a confiabilidade dos resultados e comparativos com os gráficos no experimento inicial de preparação do lingote.

4.3.2. Preparação das Amostras

A amostra solidificada na lingoteira foi partida ao meio e uma das metades foi usada para uma análise macroestrutural e a outra foi particionada em seis partes

para análise da microestrutura (Figura 4.13).

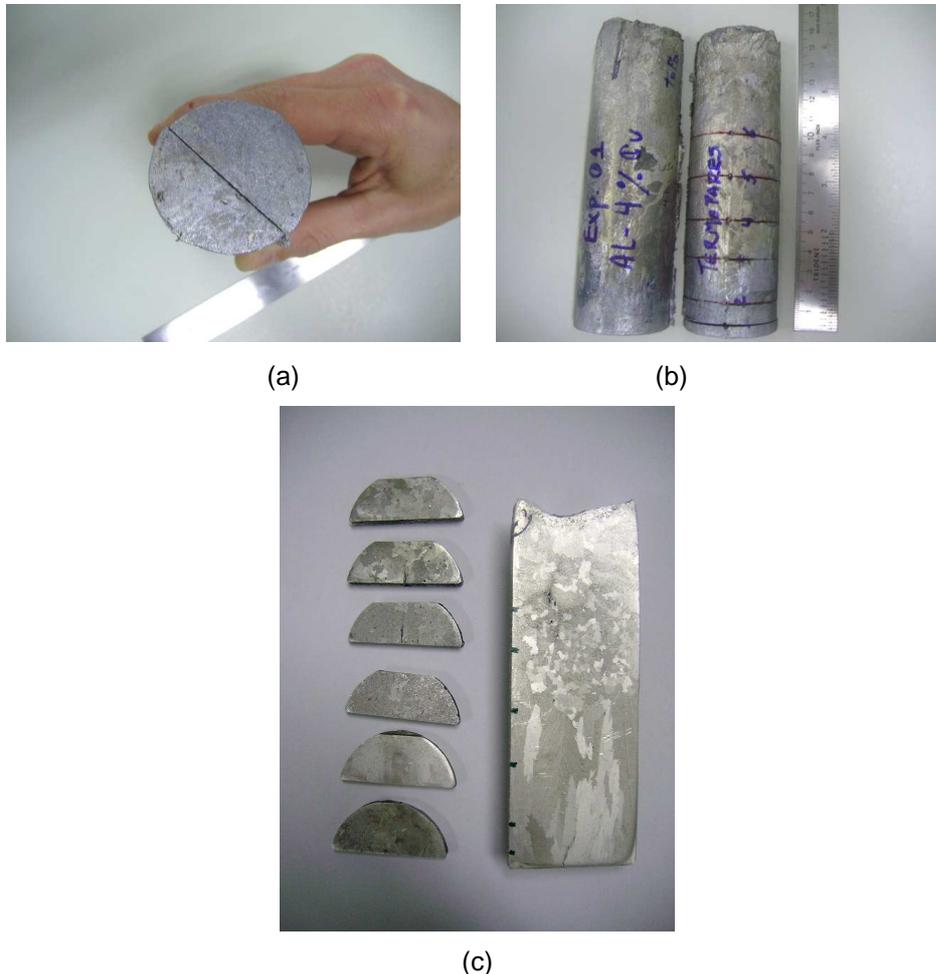


Figura 4.13. (a), (b) e (c) preparação das amostras.

Para análise da macroestrutura foi utilizado um ataque químico com Água Régia Fluorada (270 mL de H_2O + 20 mL de HNO_3 + 60 mL de HCl + 10 mL de HF) e para a revelação da microestrutura utilizou-se HF 0,5%.

Após a caracterização de macro e microestruturas e medição de dureza, as amostras de cada experimento foram colocadas no forno para tratamento térmico de solubilização. Após o resfriamento rápido realizado por água, estas amostras foram levadas novamente a procedimentos de caracterização da microestrutura e medidas de dureza Brinell.

4.3.3. Medição de Dureza

As medições de dureza das amostras dos três experimentos obedeceram à metodologia da escala Brinell, com equipamentos de medição (durômetro) e normas apropriadas. Foi utilizada uma ponteira com esfera de aço de 5 mm de diâmetro e carga de 250 kgf em tempo médio de 60s. Foram feitas três medições em cada uma das 6 peças (relacionando cada posição dos seis termopares) de cada experimento, obtendo-se a média dos 3 diâmetros e identificado a dureza em cada posição do lingote.

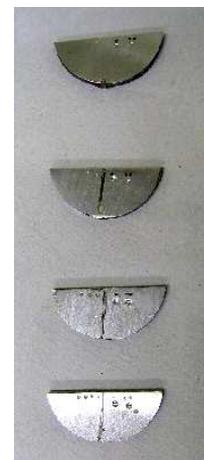
Após o tratamento térmico de solubilização, estas amostras foram monitoradas em um controle de inspeção das medidas de dureza Brinell que, além de serem feitas logo a seguir do procedimento de resfriamento, deram seqüência em espaçamentos médios de 10 dias, em um pequeno período de envelhecimento natural.

4.3.4. Análise da Microestrutura

As peças para as análises, com espessura de 5 mm, foram preparadas a partir de uma seqüência de lixas: 220, 320, 400, 600 e 1200. Após foram para o polimento com abrasivo com granulação de 1,0 μm seguido de novo polimento com abrasivo de 0,25 μm de granulação (Figura 4.14).



(a)



(b)

Figura 4.14. (a) e (b) polimento das amostras.

4.3.5. Medição do Espaçamento Dendrítico

As amostras foram levadas a um procedimento de microscopia óptica para identificação das dendritas e medição dos espaçamentos dendritos secundários (EDS). Foi utilizado um software do LAMETT–NUCLEMAT desenvolvido para estas atividades, o qual possibilitou a realização desta tarefa.

4.3.6. Tratamento Térmico de Solubilização

O tratamento térmico de solubilização foi realizado em um forno tipo mufla, o qual foi pré-aquecido durante 1 hora obtendo-se uma pequena variação entre 530°C e 540°C.

As peças (seis) de cada um dos três experimentos (Figura 4.15) foram colocadas no forno com um arranjo preparado para separar e acondicionar as amostras para tratamento térmico de solubilização a 540°C por um tempo de 7, 8 e 9 horas, e logo após a retirada do forno foi feito o resfriamento rápido em água. Em seguida, estas amostras foram levadas a procedimentos de medidas de dureza Brinell. Após, deu-se continuidade as análises macro e microestrutural bem como a monitoração da evolução das durezas nas amostras.



(a)



(b)

Figura 4.15. (a) arranjo físico das amostras e (b) vista interna do forno.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Caracterização da Liga-Mãe

Os resultados das análises de composição química dos dois lotes de amostras da liga-mãe, realizados no Espectrômetro de Emissão Óptica do LAFUN – UFRGS são apresentados na Tabela 5.1 (média de 5 análises para cada amostra). Pode-se identificar que a liga-mãe utilizada neste trabalho está de acordo com a liga comercial AA 201.2, conforme a NBR 6834:2000.

Tabela 5.1. Resultados de espectrometria de emissão óptica para a liga-mãe.

10/4/2008		COMPOSIÇÃO QUÍMICA												
Equipamento:		Espectrômetro de Emissão Óptica - OES (LAFUN - UFRGS)												
Liga-Mãe		Al-4%Cu		Percentual de Composição na Amostra (%)										
LOTE	Obs: Média de 5 análises	Al	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	P	Si
1		95,82	3,88	0,18	0,02	0,01	0,017	0,01	0,017	0,01	0,01	0,005	0,001	0,05
2		95,32	4,2	0,36	0,02	0,01	0,017	0,01	0,015	0,01	0,01	0,005	0,001	0,06
Média		95,57	4,04	0,27	0,02	0,01	0,017	0,01	0,016	0,01	0,01	0,005	0,001	0,055
AA.201	Restante	4,0 5,2	0,10	0,2 0,5	0,20 0,55							0,35		0,10

As mesmas amostras retiradas dos dois lotes da liga-mãe foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura no CEMM – PUCRS, e comprovaram a semelhança com a liga comercial AA 201.2, onde tem-se a seguir as fotos das análises metalográficas (Figuras 5.1 e 5.3):

Lote 01:

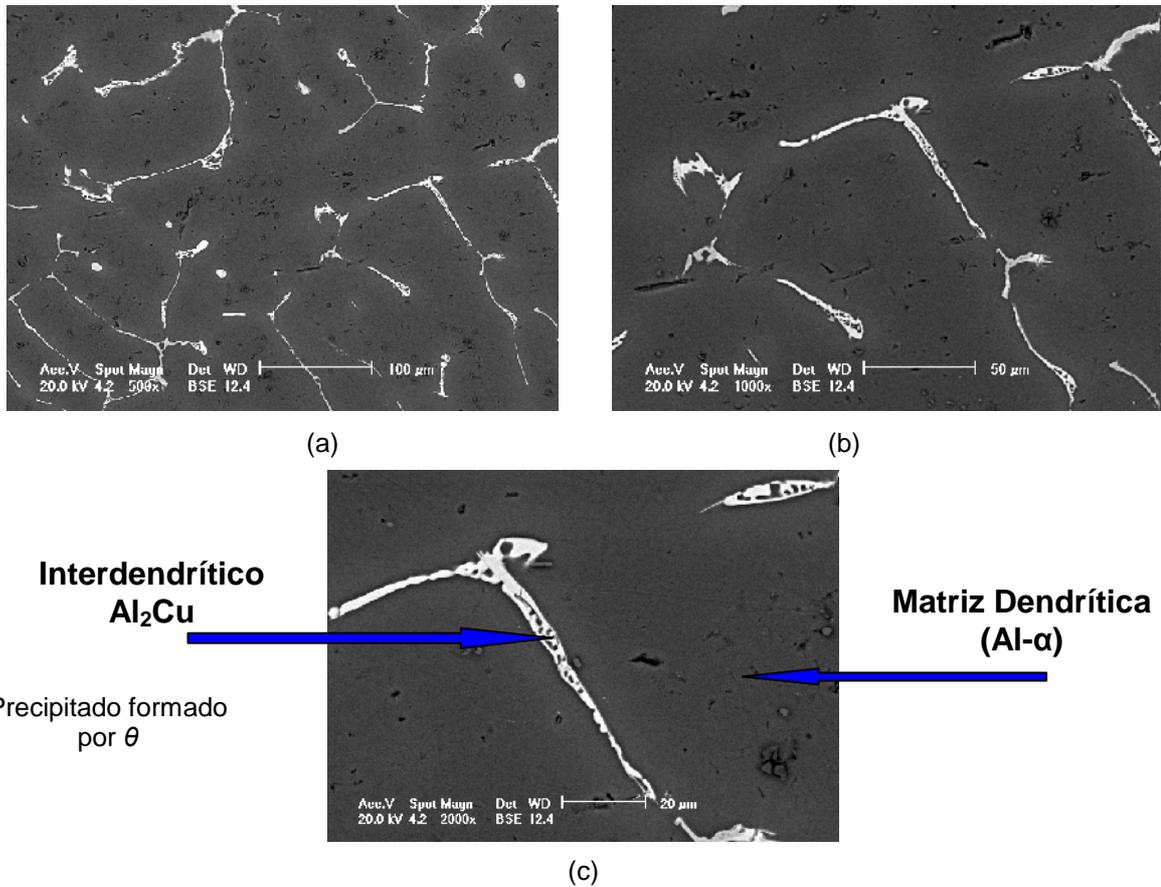


Figura 5.1. Imagens metalográficas obtidas por MEV da Liga-Mãe: (a) 500x, (b) 1000x, (c) 2000x, Lote 01. Ataque: HF 0,5%.

Resultados semi-quantitativos do primeiro lote mostram um percentual de 95,60% de alumínio e 4,40% de cobre, sendo mostrados na Figura 5.2 e Tabela 5.2.

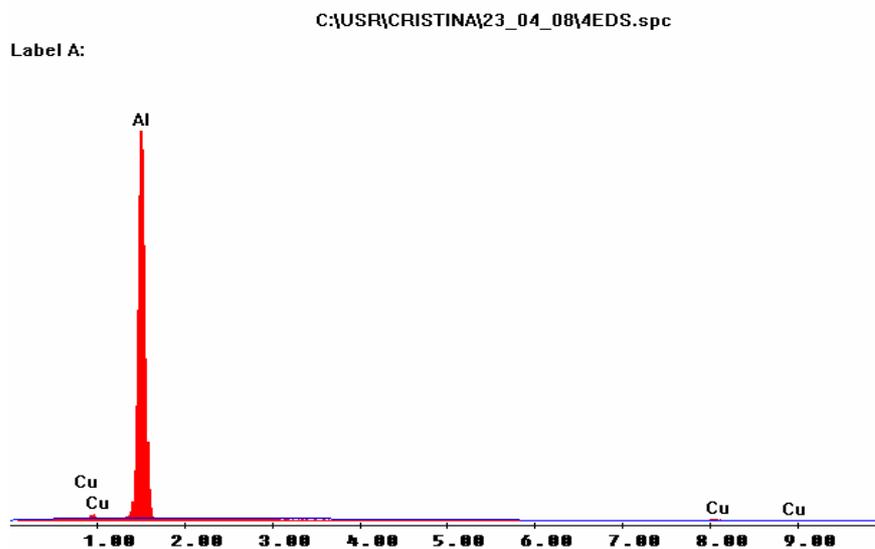


Figura 5.2. Espectro de EDS – MEV do Lote 01.

Tabela 5.2. Resultados semi-quantitativos de EDS-MEV do Lote 01.

C:\USR\CRISTINA\23_04_08\4EDS.spc Label :
 Acquisition Time : 15:48:28 Date : 23-Apr-2008

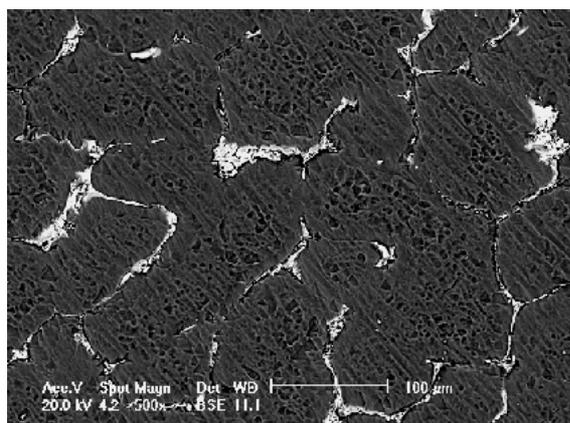
EDAX ZAF quantification (Standardless)
 Element Normalized
 SEC Table : Default

Elem	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
AlK	95.60	98.08	0.8687	1.0040	0.9050	1.0000
CuK	4.40	1.92	0.0389	0.8823	1.0005	1.0000
Total	100.00	100.00				

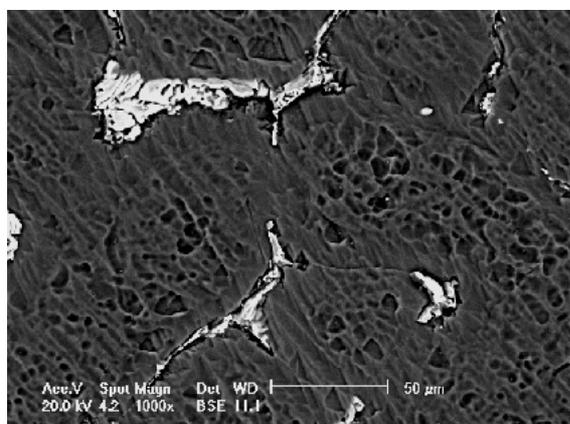
Element	Net Inte.	Backgrd	Inte. Error	P/B
CuL	17.74	6.45	3.57	2.75
AlK	1337.31	5.85	0.35	228.44
CuK	9.45	0.00	4.19	9.45

kv: 20.00 Tilt: 0.00 Take-off: 35.44 Tc: 20
 Det Type:SUTw, Sapphire Res: 142.25 Lsec: 60

Lote 02:



(a) 500x



(b) 1000x

Figura 5.3. Imagens metalográficas obtidas por MEV da Liga-Mãe: (a) 500x, (b) 1000x, Lote 02. Ataque: HF 0,5%.

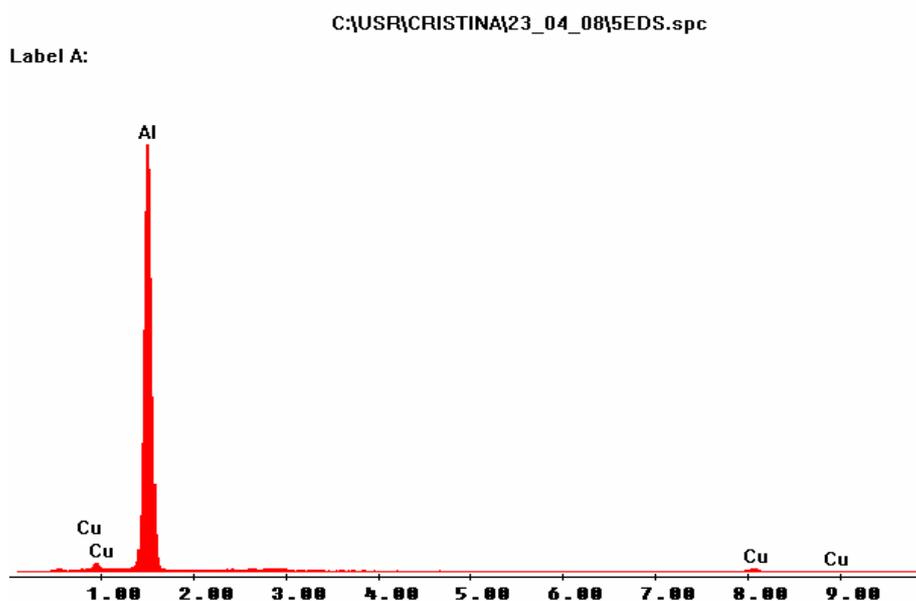


Figura 5.4. Espectro de EDS - MEV do Lote 02.

Os resultados semi-quantitativos do segundo lote da liga-mãe apresentaram 93,87% de alumínio e 6,13% de cobre e são mostrados na Tabela 5.3.

Tabela 5.3. Resultados semi-quantitativos de EDS-MEV do Lote 02.

C:\USR\CRISTINA\23_04_08\5EDS.spc Label :
 Acquisition Time : 15:53:21 Date : 23-Apr-2008

EDAX ZAF Quantification (Standardless)
 Element Normalized
 SEC Table : Default

Elem	wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
AlK	93.87	97.30	0.8225	1.0056	0.8713	1.0000
CuK	6.13	2.70	0.0542	0.8840	1.0005	1.0000
Total	100.00	100.00				

Element	Net Inte.	Backgrd	Inte. Error	P/B
CuL	15.30	30.58	5.71	0.50
AlK	2102.59	22.13	0.28	95.03
CuK	21.91	0.00	2.75	21.91

kv: 20.00 Tilt: 0.00 Take-off: 35.44 Tc: 20
 Det Type: SUTW, Sapphire Res: 142.25 Lsec: 60

5.2. Resultados Experimentais

5.2.1 Condição 1

Os resultados a seguir mostram as curvas de resfriamento, os parâmetros de solidificação, as microestruturas e as durezas da Liga Al-4%Cu solidificada e solubilizada para a primeira condição deste trabalho.

A temperatura média do início da solidificação ficou em torno de 720°C para os experimentos da Condição 1. A temperatura da chapa-molde, que recebeu diretamente o fluido de resfriamento, iniciou em 625°C, e o gradiente de temperatura entre os termopares (TPs) manteve-se aproximadamente constante em 35°C, conforme Figura 5.5. Pode-se constatar que houve uma coerência nas curvas de resfriamento durante a solidificação, com uma taxa de resfriamento decrescente. A Figura 5.5 apresenta as curvas de resfriamento obtidas, e as linhas pontilhadas correspondem às temperaturas *liquidus* ($T_L - 645^\circ\text{C}$) e *solidus* ($T_S - 548^\circ\text{C}$).

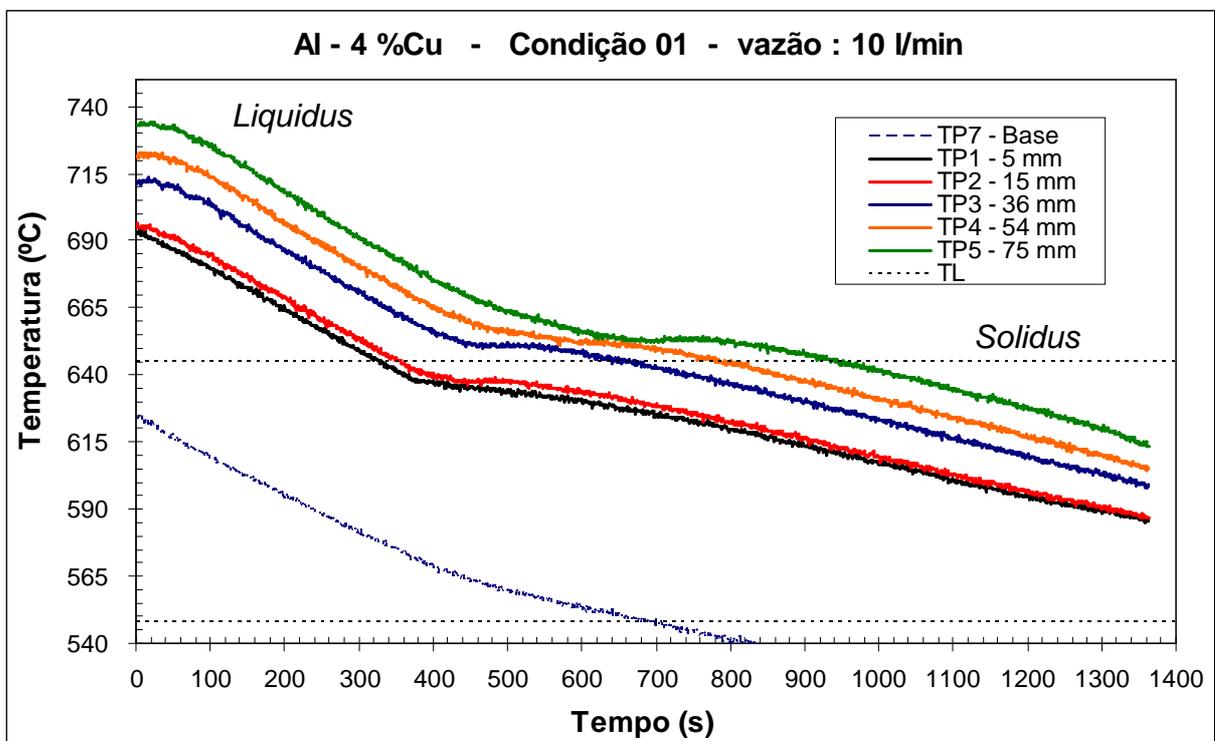


Figura 5.5. Curvas de resfriamento - Vazão 10 l/min - Condição 1.

A Tabela 5.4 mostra os principais parâmetros térmicos de solidificação (incluindo a posição do termopar) determinados a partir das curvas de resfriamento $T \times t$.

Tabela 5.4. Principais parâmetros térmicos de solidificação – Condição 1.

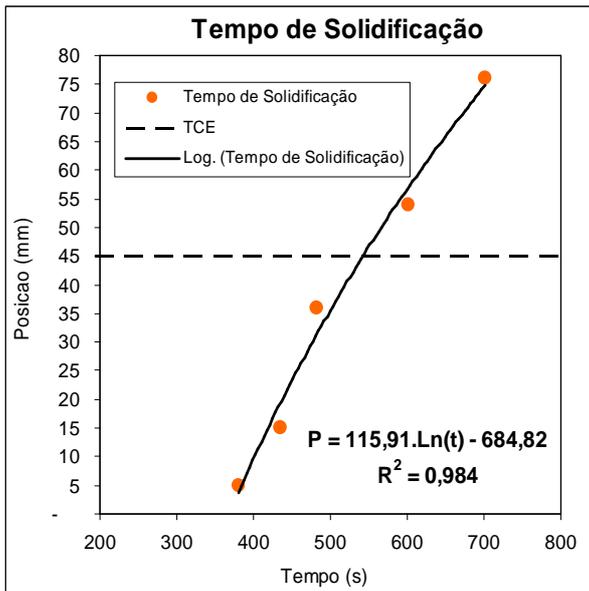
Tempo (s)	Posição (mm)	V_s (mm/s)	DT (°C)	G_{TL} (°C/mm)	Tr (°C/s)	Início TCE	Final TCE
380	5	0,308	8,00	0,800	0,246	65mm	75mm
435	15	0,269	14,99	0,714	0,192		
482	36	0,243	6,51	0,362	0,088		
601	54	0,195	3,84	0,175	0,034		
701	76	0,167	-	-	-		

A partir dos dados da Tabela 5.4, foram construídos os gráficos de Tempo de Solidificação, mostrando o tempo de passagem da isoterma *liquidus* pela posição do termopar, de Velocidade de Solidificação, mostrando a velocidade da isoterma *liquidus* versus o posicionamento no lingote, assim como de Gradiente Térmico e de Taxa de Resfriamento versus a posição do lingote (Figura 5.6).

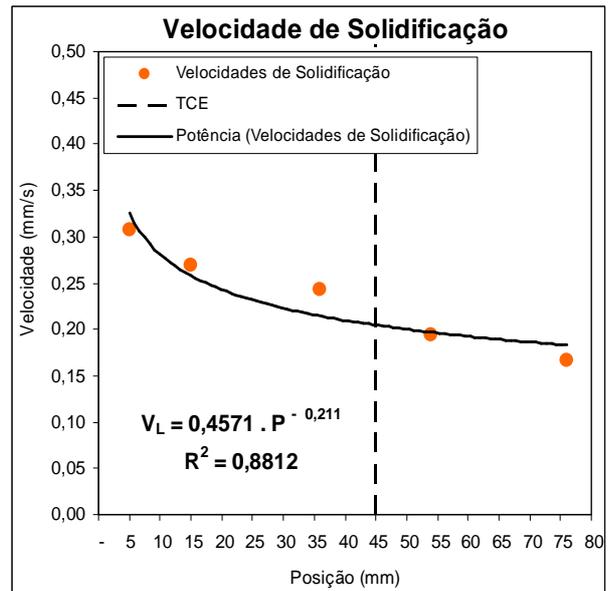
Foi determinado os instantes de tempos referentes à passagem da isoterma *liquidus* pela posição do termopar, ou seja, o tempo entre o início do resfriamento e até atingir a temperatura de início de solidificação (T_L). Por meio de regressão, obtém-se uma equação empírica correlacionando a Tempo de Solidificação com a posição da interface. Derivando-se essa equação, obtém-se uma equação para a Velocidade de Solidificação, que também pode ser obtida plotando os valores das velocidades médias de solidificação determinadas pelas curvas de resfriamento. A velocidade da frente de solidificação (V_s) mostra o avanço da interface em direção ao líquido.

Os gradientes térmicos foram determinados considerando as temperaturas de dois termopares adjacentes e a distância entre eles. Esses valores foram plotados em um gráfico e uma equação empírica também foi gerada por regressão. Com os valores das velocidades de solidificação e dos gradientes térmicos no líquido, foram calculadas as taxas de resfriamento e obtida a equação por regressão.

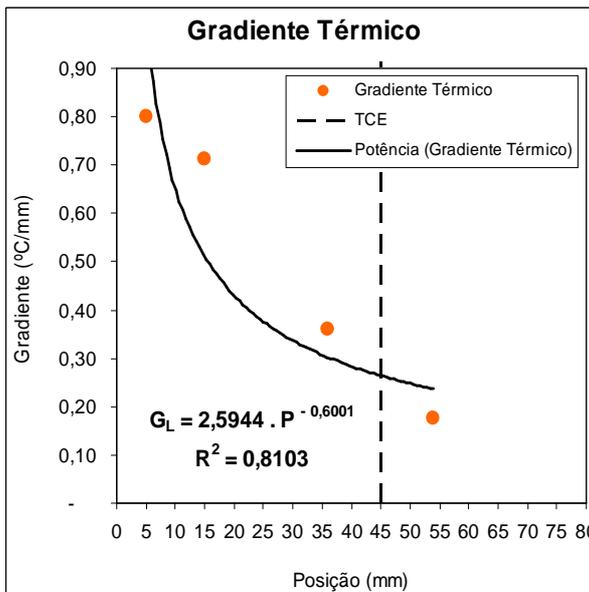
Estes parâmetros térmicos de solidificação influenciam diretamente nas características estruturais do lingote, como se pode ver nas macroestruturas.



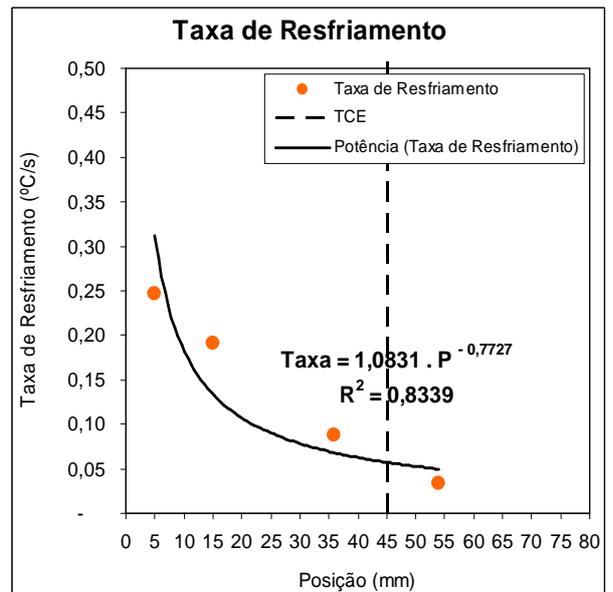
Posição da Isotherma Liquidus x Tempo



Velocidade da Isotherma Liquidus x Posição



Gradiente Térmico no Líquido x Posição



Taxa de Resfriamento x Posição

Figura 5.6. Parâmetros térmicos de solidificação - Condição 1.

5.2.1.1. Estruturas de Solidificação

Para a análise da macroestrutura de solidificação do lingote para esta condição 1, com dimensões de 160 mm de comprimento e um diâmetro de 50 mm, o mesmo foi cortado na seção longitudinal (Figura 5.7.a), sendo uma das metades usada para a análise macroestrutural e a outra, após ser cortada em seções transversais, foi preparada para a análise de microestrutura. A amostra longitudinal

(Figura 5.7a), depois de lixada e atacada quimicamente com Água Régia Fluorada, mostrou uma região aproximada de 50% de grãos colunares grosseiros e bem visíveis, e uma outra metade de grãos equiaxiais com uma TCE bem definida e próxima a posição do termopar nº5 (TP5). Conforme Tabela 5.4 e destaque na Figura 5.7b, a TCE teve início a aproximadamente 65 mm da base e prolongou-se até aproximadamente 75 mm, tendo um intervalo de 10 mm.

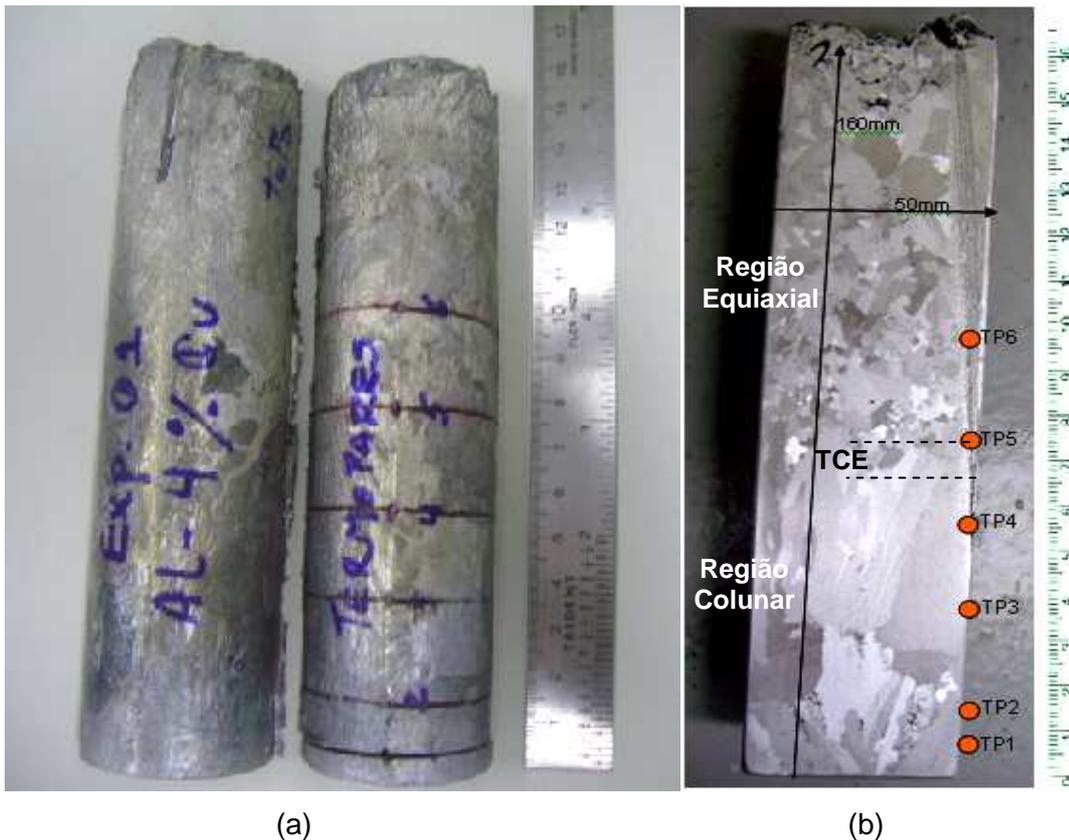


Figura 5.7. (a) lingote bipartido, (b) macrografia longitudinal - Condição 1.

As macroestruturas longitudinais mostraram grãos grosseiros em ambas as zonas. Nota-se que as posições 1, 2, 3 e 4 encontram-se na região colunar do lingote, enquanto que a posição 5 encontra-se no final da região de transição colunar-equiaxial (TCE) e a posição 6 encontra-se totalmente na região equiaxial.

As análises das macroestruturas nas amostras transversais mostram uma coerência em relação à longitudinal. Observa-se que a granulação da posição 5 (Figura 5.8) já apresenta grãos equiaxiais e na posição 4 são visíveis, ainda, os grãos colunares.

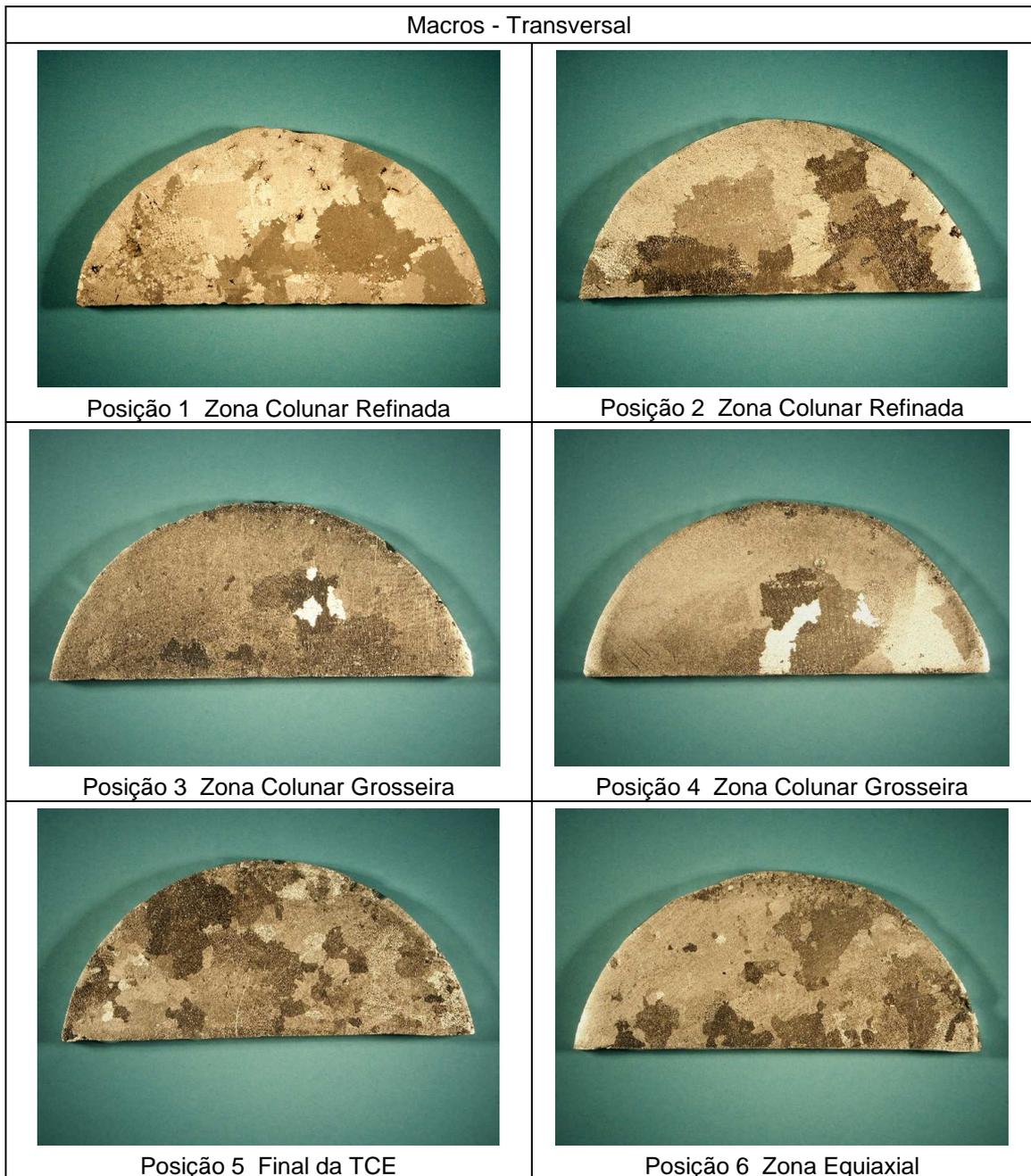


Figura 5.8. Macroestruturas das seções transversais. Ataque Água Régia Fluorada. Condição 1.

Analisando as microestruturas nas amostras transversais, observa-se uma matriz dendrítica de Al- α e regiões interdendríticas de Al₂Cu, vistas em ampliações de 50x e 200x nas seis posições correspondentes ao posicionamento dos termopares no lingote solidificado (Figura 5.9). Foi possível identificar que o tamanho das dendritas grosseiras (posições 3 e 4) se deu devido a uma taxa de resfriamento relativamente baixa em relação às outras condições analisadas neste trabalho. Em todas as posições observa-se uma pequena quantidade de

microporosidades, aumentando à medida que se afasta da base do lingote, principalmente nas posições 4, 5 e 6.

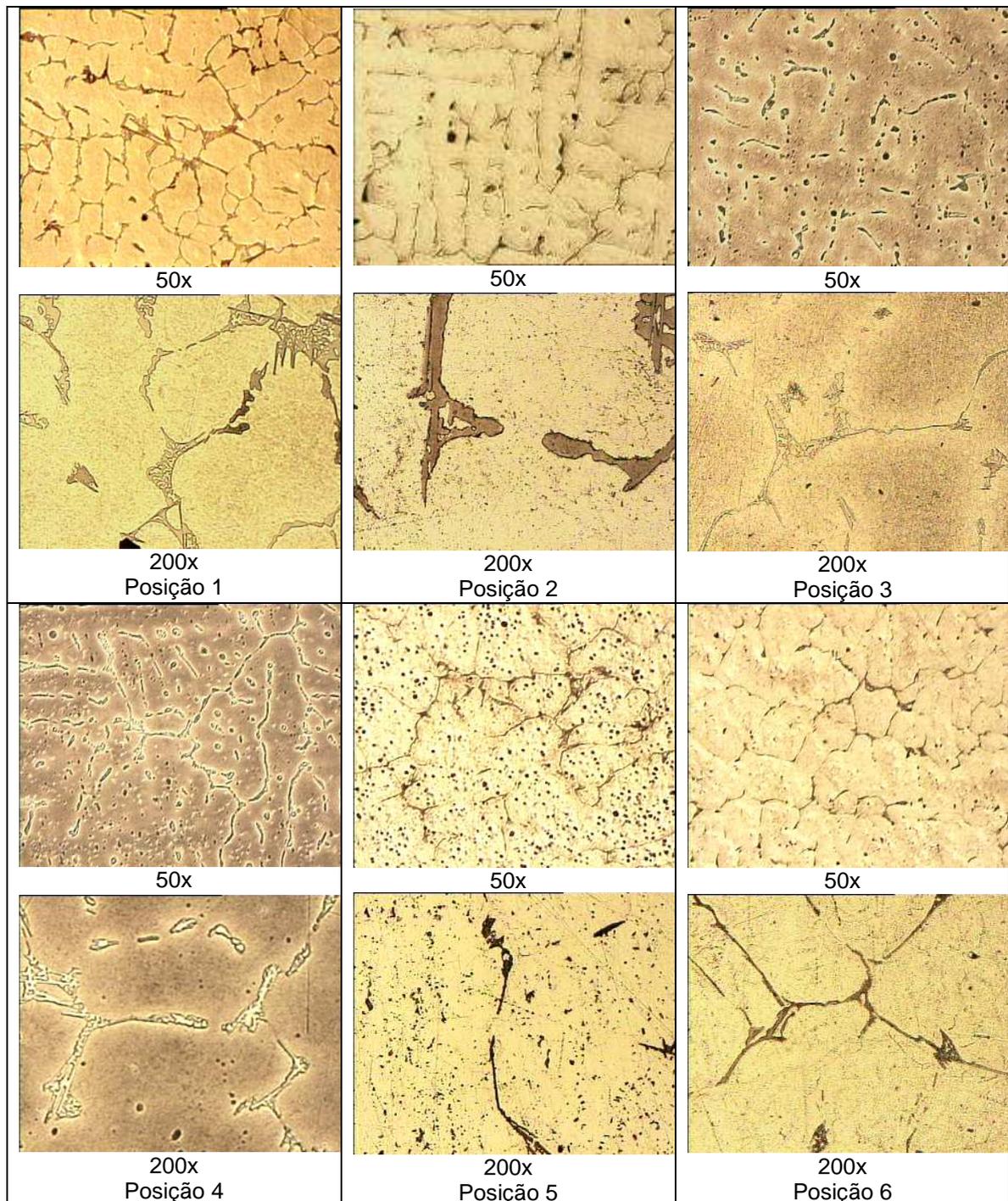


Figura 5.9. Microestruturas das seções transversais. Ataque: HF 0,5%. Condição 1.

Nas análises dos espaçamentos dendríticos secundários na seção longitudinal, foram realizadas de 20 a 24 medições por posição da amostra.

Exemplos de imagens de duas regiões com densidades diferentes (A e B) podem ser vistas na Figura 5.10. Observando as Figuras 5.7, 5.8 e 5.10 nota-se que para as posições 1 e 2 existem vários grãos nucleados, com direções de crescimento aleatórias. Já para as posições 3 e 4, os grãos alinhados crescem preferencialmente na forma colunar. As posições 5 e 6 voltam a apresentar grãos com direções distintas.

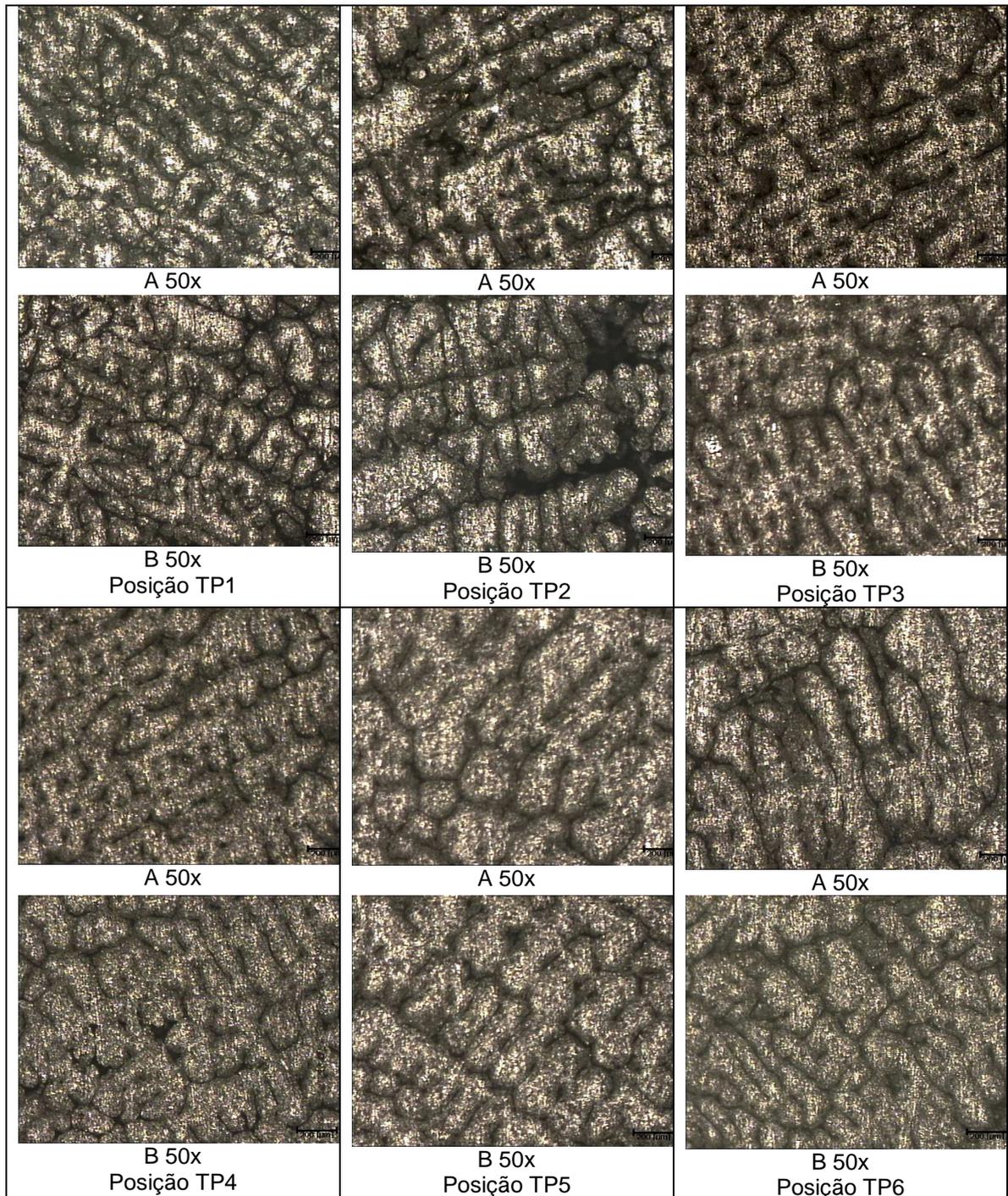


Figura 5.10. Estruturas dendríticas das seções transversais. Ataque Água Régia Fluorada-Condição 1.

Conforme se observa nas imagens metalográficas, as ramificações dendríticas aumentam em largura (engrossam) e as regiões interdendríticas, formadas pela fase Al_2Cu , apresentam tamanhos maiores à medida que se afastam de superfície em contato com a base refrigerada.

Os resultados das análises de composição química em cada amostra ao longo do lingote são mostrados na Tabela 5.5.

Tabela 5.5. Variação da composição química pontual ao longo da altura do lingote - Condição 1.

Condição 01	Liga: Al-4%Cu		Percentual de Composição na Amostra (%)										
	Obs: Média de 3												
Posição	Al	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	P	Si
1	91,59	8,3	0,04	0,01	0,01	0,005	0,03	0,005	0,01	0,017	0,005	0,001	0,01
2	95,31	2,83	0,001	0,05	0,74	0,347	0,07	0,026	0,294	0,24	0,022	0,012	0,05
3	96,87	3,09	0,001	0,01	0,01	0,026	0,01	0,005	0,01	0,01	0,005	0,001	0,01
4	96,82	3,09	0,001	0,01	0,01	0,069	0,01	0,005	0,01	0,01	0,005	0,001	0,01
5	96,51	3,34	0,001	0,01	0,01	0,12	0,01	0,009	0,01	0,01	0,005	0,0015	0,01
6	96,86	3,01	0,001	0,01	0,01	0,12	0,01	0,005	0,01	0,01	0,005	0,001	0,01

Observa-se que ocorreu um acúmulo de soluto na base do lingote, provavelmente reflexo da decantação do Cu devido a sua maior massa específica (densidade) em relação ao alumínio, fenômeno conhecido como macrosegregação inversa. Esse aumento no teor de soluto nas regiões próximas a superfície refrigerada é conhecido como macrosegregação inversa, e ocorre mais intensamente em condições lentas de solidificação (BOEIRA, 2006; FERREIRA, 2004b).

Nas posições subseqüentes ocorreu um empobrecimento do Cu para teores em torno de 3%, o que se reflete também nas curvas de resfriamento através das inflexões nas temperaturas *liquidus* da Fig. 5.5.

Os resultados das análises do espaçamento dendrítico secundário feitas nas amostras da condição 1 podem ser vistos na Tabela 5.6, com média de 20

medições por região de observação. A metodologia consistiu em traçar uma linha (L) paralela a ramificação primária sobrepondo várias (n) ramificações secundárias, com origem e final nos centros dos braços secundários (λ_2). O espaçamento foi determinado dividindo-se o comprimento da linha traçada pelo número de braços interceptados menos uma unidade ($\lambda_2 = L / n-1$).

Tabela 5.6. Valores médios dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) – Condição 1.

Condição 01	MEDIÇÕES				
Obs.: Média de 20	EDS				Em micrometros
POSIÇÃO	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Média
1	123,4	115,2	135,3	147,9	131
2	175,2	118,9	160,3	139,2	149
3	160,2	145,8	133,4	136,9	144
4	156,4	144,3	157,67	146,9	152
5	162,1	115,9	137,2	113,2	132
6	108,87	109,15	132,25	140,63	123

A variação dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função das posições também é mostrada no gráfico da Figura 5.11. Observa-se que as posições 1, 2, 3 e 4 encontram-se na região de grãos colunares, com um pequeno aumento destes espaçamentos. A posição 5 encontra-se no final da TCE e resultou em um espaçamento menor, enquanto que a posição 6 que encontra-se na região de grãos equiaxiais, este espaçamento retorna um pouco abaixo do patamar inicial das posições 1 e 2.

Os espaçamentos aumentam gradativamente a partir da base na região colunar do lingote, com valores entre 130 e 152 μm , apresentando uma diminuição na região final de TCE e uma leve diminuição imediatamente após o início da região equiaxial.

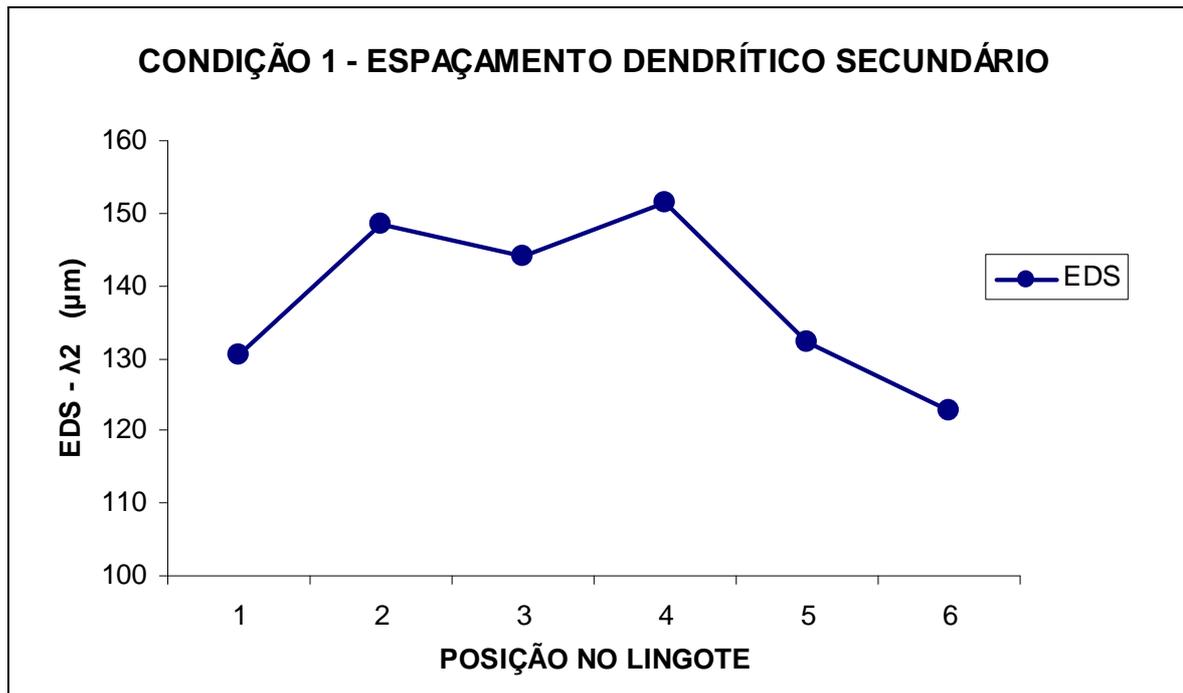


Figura 5.11. Variação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição a partir da base do lingote – Condição 1.

5.2.1.3. Ensaio de Dureza

As tabelas a seguir mostram os resultados dos ensaios de dureza Brinell realizados com o durômetro do LAMETT no qual foi usado um penetrador com esfera de aço com 5 mm de diâmetro com uma carga de 250 kgf/cm², segundo norma ASTM E-10.

Tabela 5.7. Ensaio de Dureza – Condição 1 – EBF.

Condição 01	ESTRUTURA BRUTA DE FUSÃO				
DATA: 05/08/08	DUREZA BRINEL			HB S 5/250	
Posição no Lingote	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Média	Dureza
1	2,10	2,04	2,05	2,06	71
2	2,18	2,16	2,15	2,16	64
3	2,44	2,39	2,41	2,41	51
4	2,37	2,35	2,36	2,36	53
5	2,44	2,56	2,50	2,50	47
6	2,35	2,40	2,37	2,37	53

Os resultados revelam a dureza média das amostras transversais do lingote solidificado para a condição 1, relacionando a posição do termopar que monitorou a solidificação dentro do forno de fusão unidirecional e a condição do tratamento térmico. A Tabela 5.7 mostra os resultados obtidos ainda no estado bruto de fusão do lingote da condição 1.

Observa-se que a dureza elevada da posição 1 tem relação com o alto percentual de cobre, conforme visto na Tabela 5.5, a qual indica 8,3% de cobre nesta região, bem como uma maior quantidade de grãos devido a nucleação nos instantes iniciais da solidificação. Acredita-se também que a baixa dureza encontrada na posição 2 deve-se a menor quantidade de cobre, conforme Figura 5.9.

A Tabela 5.8 mostra os resultados obtidos logo após o tratamento térmico de solubilização realizado com temperatura média de 540°C por um tempo de 8 horas no forno tipo mufla no LAMETT.

Tabela 5.8. Ensaio de Dureza – Condição 1 – Solubilização.

Condição 01	Solubilização				
DATA: 08/10/08	DUREZA BRINEL			HB S 5/250	
Posição no Lingote	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Média	Dureza
1	2,10	2,15	2,15	2,13	67
2	2,07	1,98	2,00	2,02	75
3	2,18	2,19	2,20	2,19	63
4	2,27	2,18	2,22	2,22	62
5	2,13	2,08	2,23	2,15	66
6	2,15	2,20	2,21	2,19	63

Pode-se observar que a dureza na posição 1 diminuiu após a solubilização, em virtude da maior concentração de cobre nessa região, ultrapassando o limite de solubilidade máxima do cobre no alumínio. Todas as demais posições apresentaram aumento de dureza em relação a condição bruta de solidificação. A Tabela 5.9 mostra os resultados obtidos após 9 dias de envelhecimento natural, estando as amostras sob temperatura média de 25°C.

Tabela 5.9. Ensaio de Dureza – Condição 1 – 9 dias.

Condição 01	ENVELHECIMENTO NATURAL - 9 dias				
DATA: 17/10/08	DUREZA BRINEL			HB S 5/250	
Posição no Lingote	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Média	Dureza
1	2,04	2,00	2,02	2,02	75
2	1,91	1,86	1,88	1,88	87
3	2,17	2,14	2,15	2,15	66
4	2,15	2,13	2,14	2,14	66
5	2,29	2,28	2,28	2,28	59
6	2,06	2,14	2,15	2,12	68

A Tabela 5.10 mostra os resultados obtidos após 16 dias de envelhecimento, ficando estas amostras sob temperatura ambiente média de 25°C.

Tabela 5.10. Ensaio de Dureza – Condição 1 – 16 dias.

Condição 01	ENVELHECIMENTO NATURAL - 16 dias				
DATA: 24/10/08	DUREZA BRINEL			HB S 5/250	
Posição no Lingote	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Média	Dureza
1	2,13	1,94	1,97	2,01	76
2	1,77	1,85	1,88	1,83	91
3	2,17	2,14	2,16	2,16	66
4	2,05	2,06	2,02	2,04	72
5	2,20	2,22	2,21	2,21	62
6	1,98	2,11	2,04	2,04	72

Tabela 5.11 mostra os resultados obtidos após 23 dias do tratamento térmico de solubilização, ficando estas amostras sob temperatura ambiente média de 25°C.

Nota-se que após 23 dias de envelhecimento natural, a região do TCE começou a apresentar um aumento na dureza em relação aos ensaios anteriores, ficando com uma dureza um pouco maior que a observada na região de grãos equiaxiais.

Tabela 5.11. Ensaio de Dureza – Condição 1 – 23 dias.

Condição 01	ENVELHECIMENTO NATURAL - 23 dias				
DATA: 31/10/08	DUREZA BRINEL			HB S 5/250	
Posição no Lingote	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Média	Dureza
1	2,00	1,95	2,08	2,01	76
2	2,18	2,19	2,18	2,18	64
3	1,95	2,12	2,10	2,06	71
4	2,05	2,03	2,01	2,03	74
5	2,11	2,03	1,97	2,04	73
6	2,04	2,10	2,04	2,06	71

A Tabela 5.12 mostra os resultados obtidos após 90 dias do tratamento térmico de solubilização.

Tabela 5.12. Ensaio de Dureza – Condição 1 – 90 dias.

Condição 01	ENVELHECIMENTO NATURAL - 90 dias				
DATA: 06/01/09	DUREZA BRINEL			HB S 5/250	
Posição no Lingote	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Média	Dureza
1	1,97	1,96	1,98	1,97	79
2	1,91	1,85	1,88	1,88	87
3	1,98	1,97	1,98	1,98	78
4	2,14	2,12	2,11	2,12	68
5	2,12	2,12	2,14	2,13	67
6	2,18	2,19	2,16	2,18	64

Em 90 dias de envelhecimento natural, pode-se notar que houve um aumento na dureza da região de grãos colunares mais significativa do que observada na região de grãos equiaxiais quando comparadas ao observado no EBF.

A Figura 5.12 apresenta os gráficos das variações de dureza observadas nas amostras da condição 1.

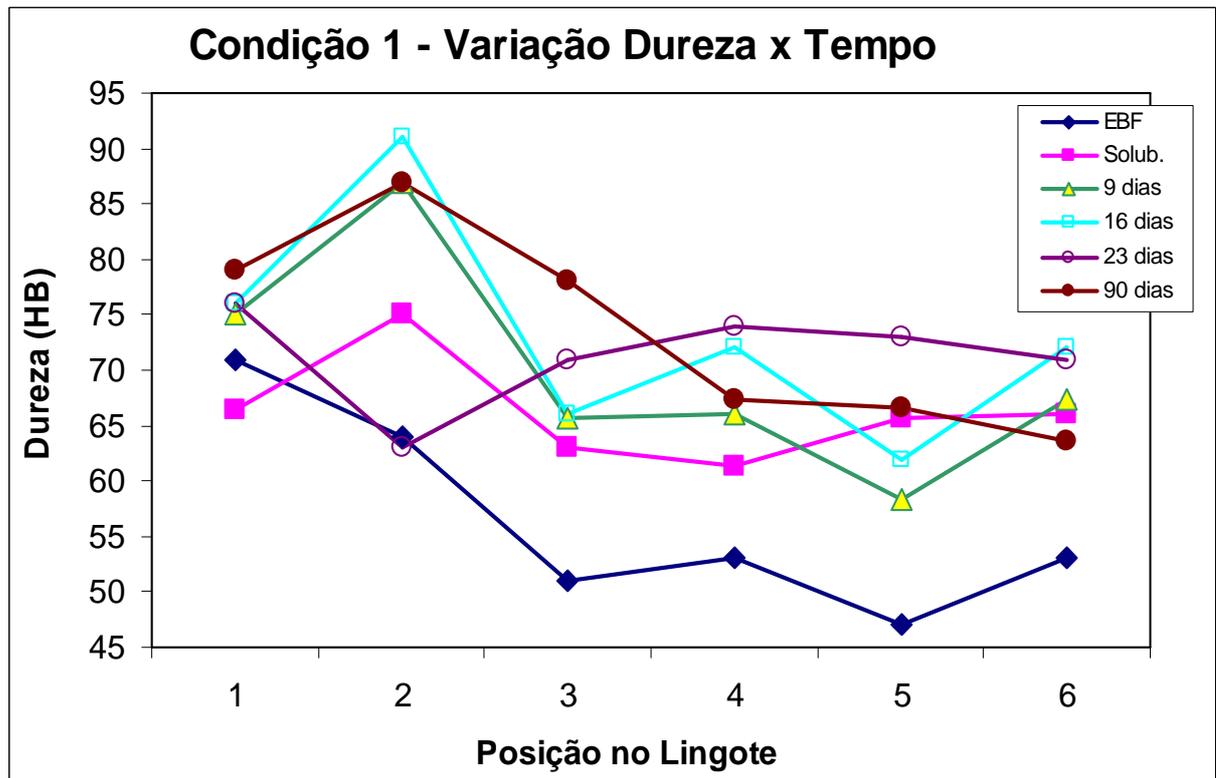


Figura 5.12. Variação da dureza Brinell em função do tempo e posição – Condição 1.

Tabela 5.13. Variação da dureza em função do tempo para cada posição – Condição 1.

Condição 1 - Variação Dureza x Tempo						
Posição	EBF	Solub.	9 dias	16 dias	23 dias	90 dias
1	71	67	75	76	76	79
2	64	75	87	91	63	87
3	51	63	67	66	71	78
4	53	62	66	72	74	68
5	47	66	59	62	73	67
6	53	66	68	72	71	64

A Tabela 5.13 mostra uma relação entre a variação de dureza com a variação de tempo sofrida pelas amostras da liga na condição 1 e na Figura 5.14 tem-se um gráfico dos resultados desta tabela.

Analisando o gráfico da Figura 5.12 nota-se que a posição 1 sofreu uma diminuição na dureza logo após a solubilização e apresentou um pequeno aumento após 9 dias, mantendo-se quase constante ao longo do envelhecimento. A posição 2 apresentou um comportamento anormal e incoerente de dureza após 23 dias,

onde ocorreu uma diminuição drástica nos valores de dureza, provavelmente devido à presença de poros nas regiões onde foram realizadas as medidas. As demais posições apresentaram comportamento similar entre si, com um significativo aumento após solubilização (aproximadamente 10 HB), e aumentos moderados durante o período de envelhecimento (aproximadamente 4 HB).

5.2.2. Condição 2

A Figura 5.13 apresenta as curvas de resfriamento da condição 2, solidificada unidirecionalmente com vazão de ar de 20 l/min. Objetivou uma temperatura média no líquido de 720°C, sendo que os termopares mais distantes da base apresentaram temperaturas pouco acima.

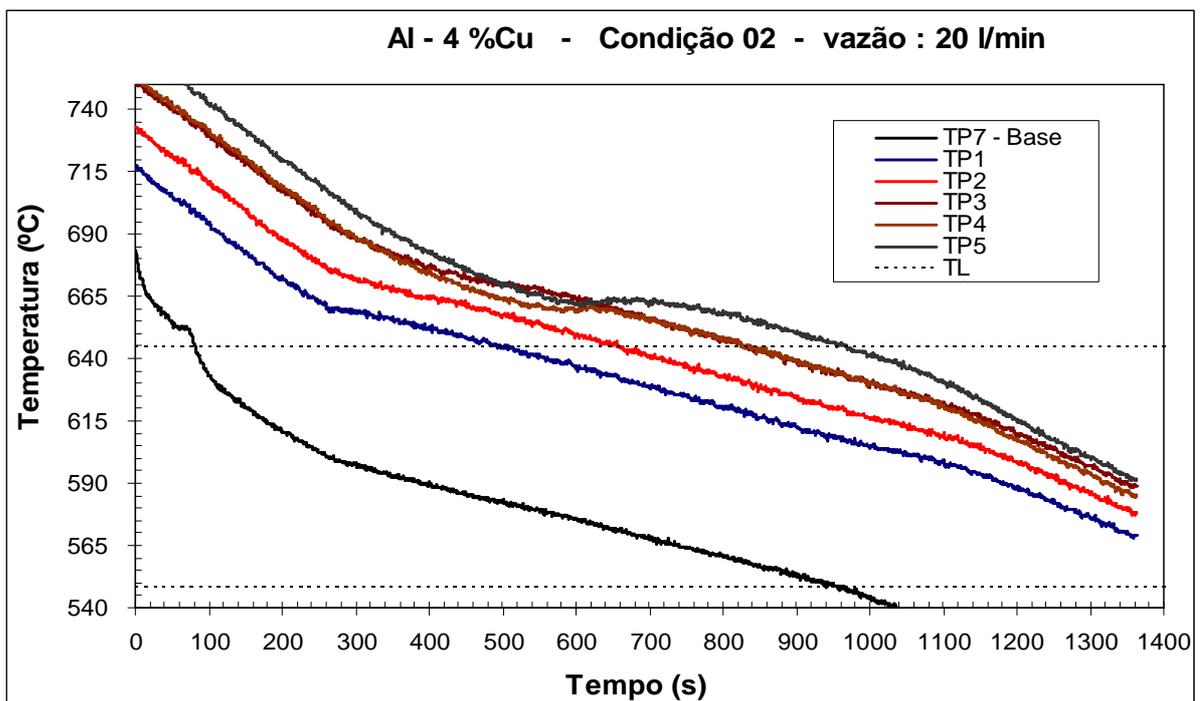
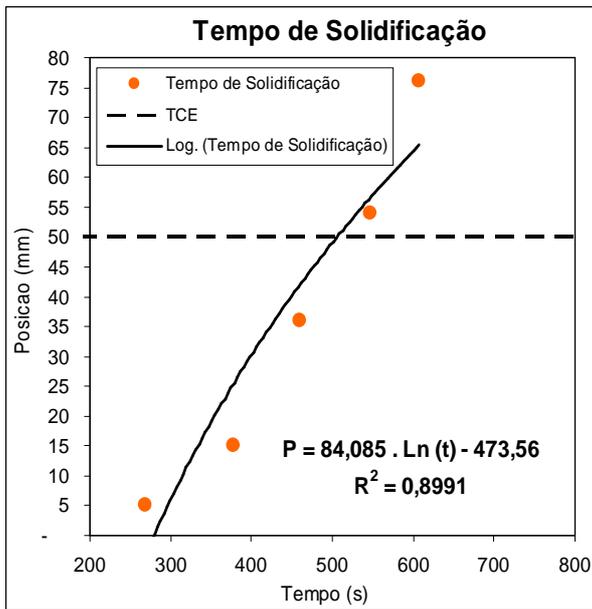


Figura 5.13. Curvas de resfriamento - Vazão 20 l/min - Condição 2.

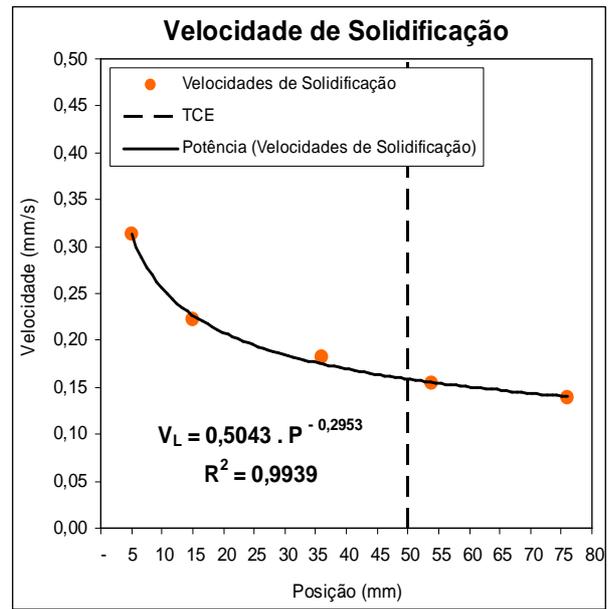
Com as informações dos parâmetros apresentados na Tabela 5.14 foi possível a construção dos gráficos mostrados na Figura 5.14.

Tabela 5.14. Principais parâmetros térmicos de solidificação – Condição 2.

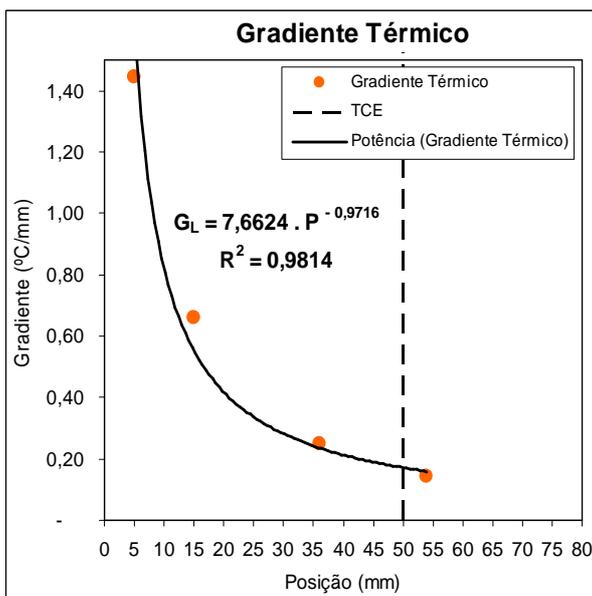
Tempo (s)	Posição (mm)	V _s (mm/s)	DT (°C)	G _{TL} (°C/mm)	Tr (°C/s)	Início TCE	Final TCE
268	5	0,314	14,46	1,446	0,454	55mm	65mm
378	15	0,222	13,85	0,660	0,147		
460	36	0,183	4,44	0,247	0,045		
547	54	0,154	3,10	0,141	0,022		
608	76	0,138	-	-	-		



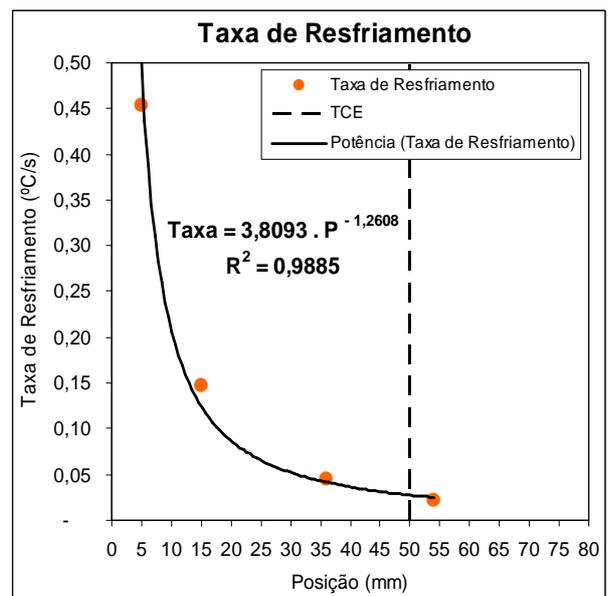
Posição da Isoterma Liquidus x Tempo



Velocidade da Isoterma Liquidus x Posição



Gradiente Térmico no Líquido x Posição



Taxa de Resfriamento x Posição

Figura 5.14. Parâmetros térmicos de solidificação - Condição 2.

Comparando com os dados da condição 1, observa-se que na condição 2 os valores das velocidades e taxas de resfriamento foram maiores, resultando em uma estrutura mais refinada. Mesmo com a utilização de uma vazão de ar de 20 l/min, o dobro em relação à condição anterior, a extração de calor maior ocorreu para os instantes iniciais da solidificação, diminuindo e igualando-se a condição à medida que a solidificação avança e a resistência térmica a passagem de calor aumenta.

5.2.2.1. Estruturas de Solidificação

A macroestrutura bruta de solidificação do lingote utilizado nesta condição 2 com o comprimento de 130 mm e diâmetro de 50 mm, é mostrado na Figura 5.15 com fotos das macrografias longitudinais e transversais, destacando o posicionamento seqüencial dos termopares.

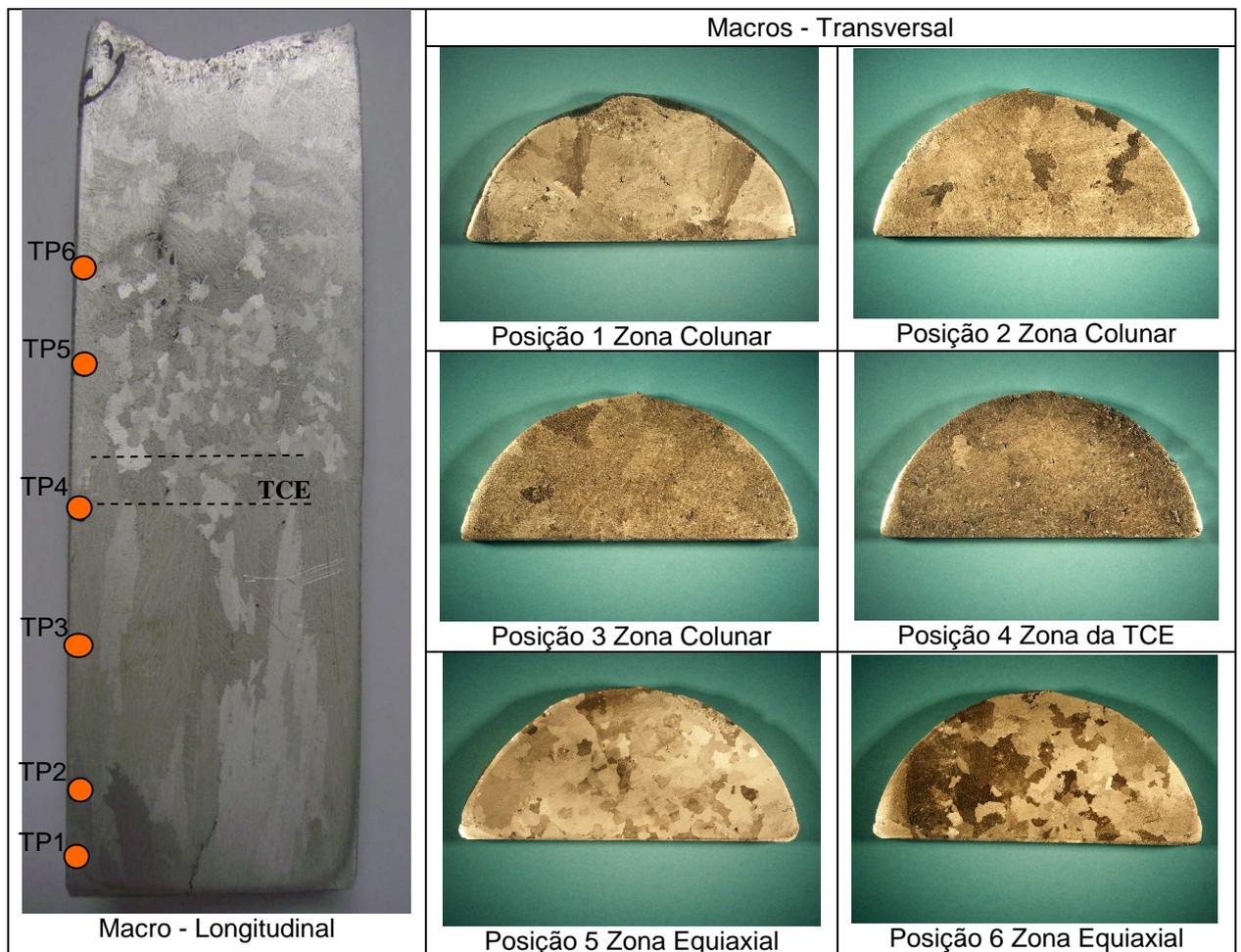


Figura 5.15. Macroestruturas do lingote – secção longitudinal e transversal - Condição 2.

A revelação mostrou uma região aproximada de 40% de grãos colunares grosseiros e bem visíveis e 60% de grãos equiaxiais com uma zona de TCE bem definida pouco acima da posição de instalação do termopar nº4 (TP4). As macroestruturas transversais mostraram grãos grosseiros, conforme observa-se na Figura 5.15.

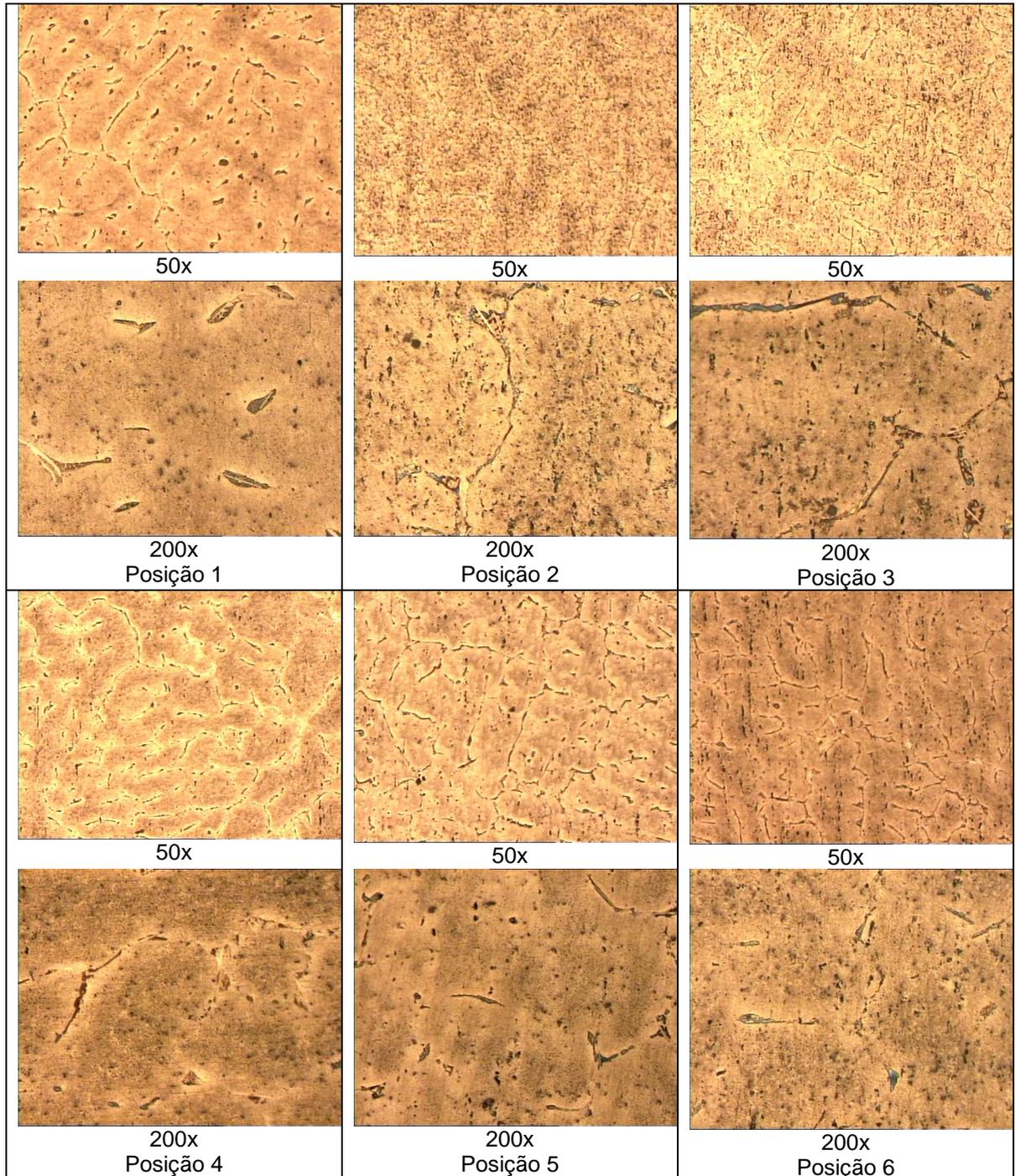


Figura 5.16. Microestruturas das seções transversais. Ataque: HF 0,5%. Condição 2.

A análise da microestrutura bruta de solidificação (Figura 5.16) mostrou grande formação dendrítica, originando grãos ainda grosseiros e uma quantidade de soluto no interior e nos contornos dos grãos. A TCE teve seu início aproximadamente a 55 mm a partir da base do lingote e terminou em 65 mm.

Observando a formação dendrítica desta condição 2 nas imagens da Figura 5.17, nota-se uma maior direcionalidade das ramificações dendríticas primárias quando comparada com as da Figura 5.12 (condição 01), principalmente para as posições de 1 a 3 localizadas na região colunar. Os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) também se apresentaram menores a partir da base na região colunar do lingote quando comparados com a condição 1, conforme pode ser visto no gráfico da Figura 5.18.

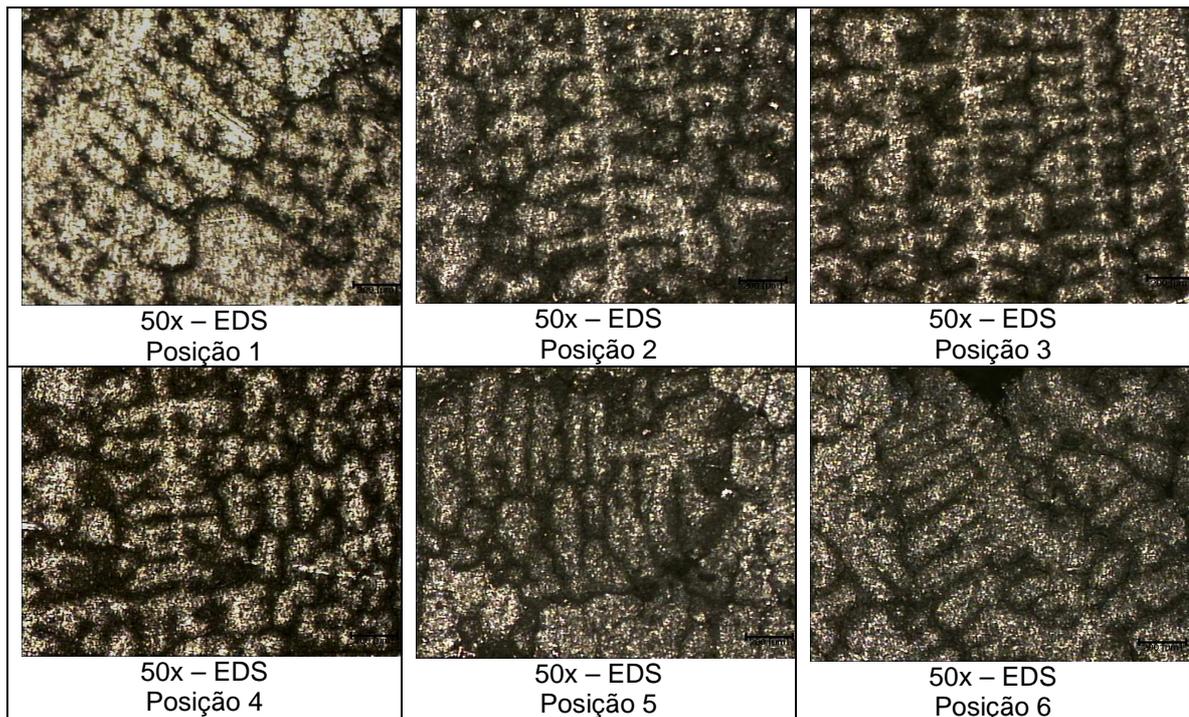


Figura 5.17. Estruturas dendríticas das seções transversais. Ataque Água Régia Fluorada-Condção 2.

A pequena diferença observada, principalmente nas posições próximas a bases do lingote deve-se às condições similares de extração de calor inicial em virtude da presença de camada refratária na superfície chapa-molde. À medida que a solidificação progride, essa diferença torna-se mais significativa devido a influência do aumento da camada solidificada. Vale ressaltar que o menor tamanho observado

na posição 1 da condição 1 deve-se ao acúmulo de soluto nessa região. As médias dos resultados das medições do EDS são vistos na Tabela 5.15.

Tabela 5.15. Valores médios dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) – Condição 2.

Condição 2	MEDIÇÕES				
Obs.: Média de 2	EDS				Em micrometros
POSIÇÃO	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Média
1	120,35	119,04	132,15	130,59	126
2	135,00	137,00	139,50	135,00	137
3	137,00	144,70	139,50	135,50	139
4	113,00	122,25	102,50	115,75	113
5	144,20	134,50	112,35	86,90	119
6	111,50	128,50	138,70	109,20	122

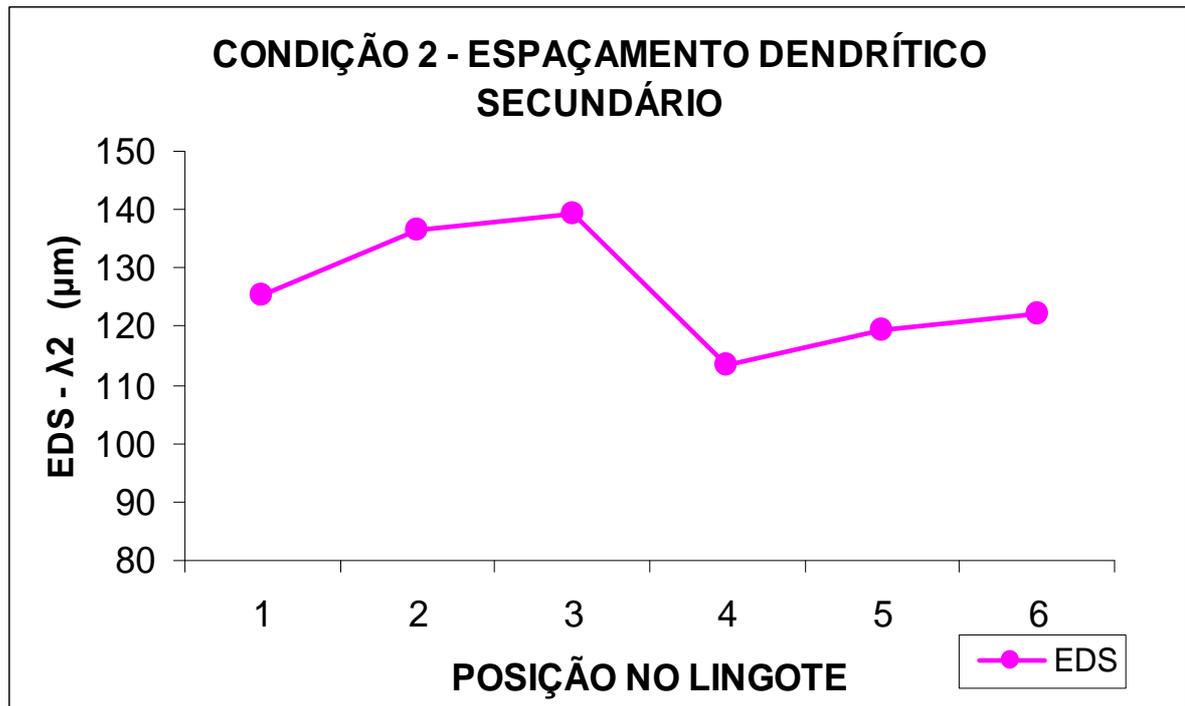


Figura 5.18. Variação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição a partir da base do lingote – Condição 2.

5.2.2.2. Composição Química da Liga

As amostras da liga foram levadas ao LAFUN - Laboratório de Fundição da

UFRGS para uma análise composicional pontual realizada no Espectrômetro de Emissão Óptica – OES, totalizando seis amostras com 5 análises por amostra, sendo os resultados apresentados na Tabela 5.16.

Tabela 5.16. Variação da composição química pontual ao longo da altura do lingote - Condição 2.

Condição 02	Liga: Al-4%Cu			Percentual de composição na Amostra (%)												
Amostra	Obs: Média de 5			Al	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	P	Si
1	93,35	1,86	2,4	0,22	0,89	0,393	0,1	0,079	0,344	0,24	0,029	0,012	0,05			
2	95,61	4,13	0,15	0,04	0,01	0,005	0,03	0,024	0,01	0,0134	0,005	0,001	0,01			
3	96,19	3,75	0,04	0,01	0,01	0,005	0,01	0,005	0,01	0,01	0,005	0,001	0,01			
4	95,91	3,85	0,16	0,04	0,01	0,005	0,02	0,014	0,01	0,0143	0,005	0,001	0,01			
5	96,32	3,62	0,04	0,02	0,01	0,011	0,01	0,005	0,01	0,01	0,005	0,001	0,01			
6	96,49	3,48	0,0001	0,02	0,01	0,005	0,01	0,005	0,01	0,01	0,005	0,001	0,01			

Conforme os resultados de composição química, em cada amostra, percebe-se que ocorreu uma distribuição mais uniforme de soluto em relação ao experimento usado na condição anterior, provavelmente reflexo da uma melhor distribuição do cobre na matriz de alumínio em função de uma injeção de argônio mais efetiva nesse experimento. Nota-se também uma menor concentração de Cu na base o que se reflete em maiores espaçamentos dendríticos secundários devido a baixa concentração de soluto.

5.2.2.3. Ensaio de Dureza na Condição 2

Seguindo a mesma rotina laboratorial dos ensaios da condição 1, a Tabela 5.17 mostra uma relação entre a variação de dureza com a variação de tempo sofrida pelas amostras da liga usada na condição 2, e na Figura 5.19 tem-se um gráfico dos resultados desta tabela.

É possível identificar neste gráfico uma tendência de aumento de dureza na região dos grãos colunares e uma tendência de diminuição desta dureza na região

de grãos equiaxiais. A diminuição da dureza nesta região de grãos equiaxiais pode ter ocorrido em decorrência da formação de uma maior quantidade de porosidade no lingote, o que pode ser observado a olho nu.

Tabela 5.17. Variação da dureza em função do tempo para cada posição – Condição 2.

Condição 2 - Variação Dureza x Tempo					
Posição	EBF	Solub.	19 dias	33 dias	47 dias
1	57	63	75	78	82
2	58	61	74	74	79
3	59	61	71	72	79
4	57	63	69	72	79
5	54	63	69	71	75
6	52	64	67	67	68

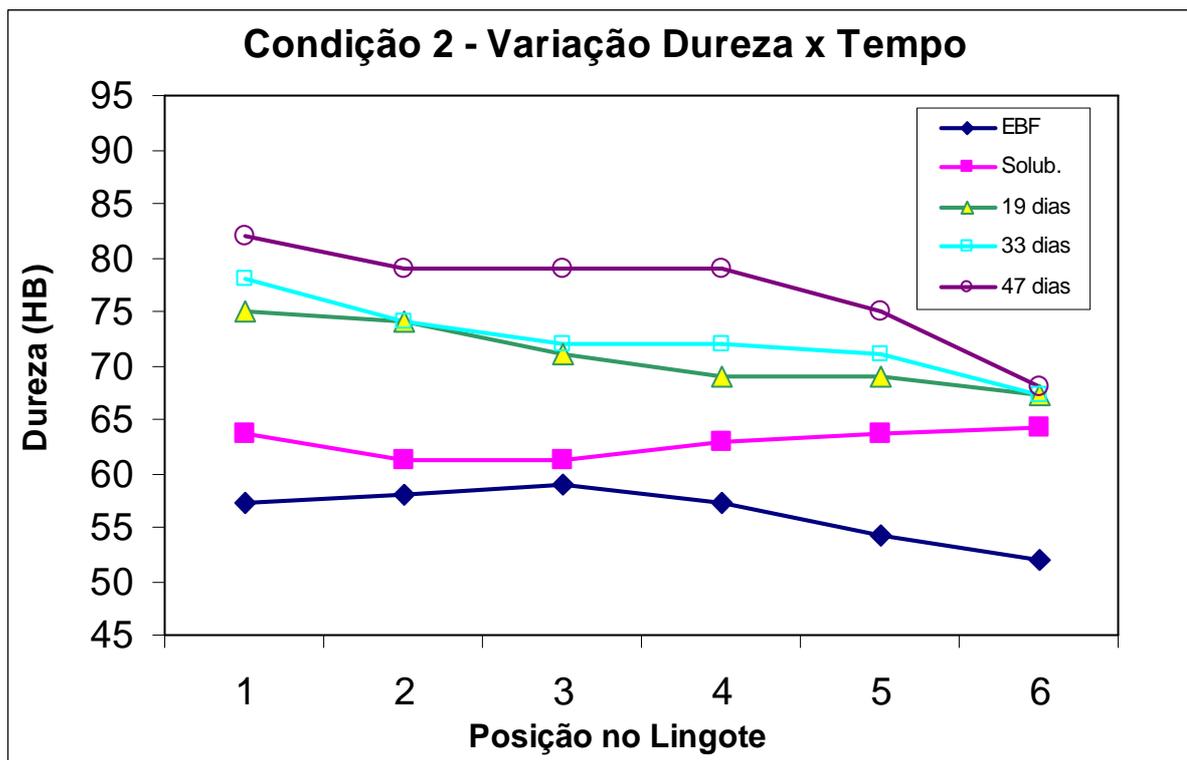


Figura 5.19. Variação da dureza Brinell em função do tempo e posição – Condição 02.

Nessa condição, o comportamento de dureza se manteve mais estável, com valores sempre crescentes para cada etapa dos tratamentos térmicos e decrescentes à medida que se caminha a partir da base em direção ao topo do

lingote. Para estruturas mais refinadas, o ganho de dureza durante o envelhecimento natural foi mais significativo (posições 1 a 4), aumentando aproximadamente 25 HB, enquanto que as posições mais afastadas aumentaram apenas no início do envelhecimento.

5.2.3. Condição 3

Para essa condição foi utilizada uma vazão de ar comprimido de 30 l/min para resfriamento da base do molde, e objetivou-se uma temperatura média do metal líquido de 720°C. Pode-se constatar, de acordo com a Figura 5.20, que houve uma maior extração de calor, refletindo em curvas de resfriamento mais inclinadas em relação às duas primeiras condições.

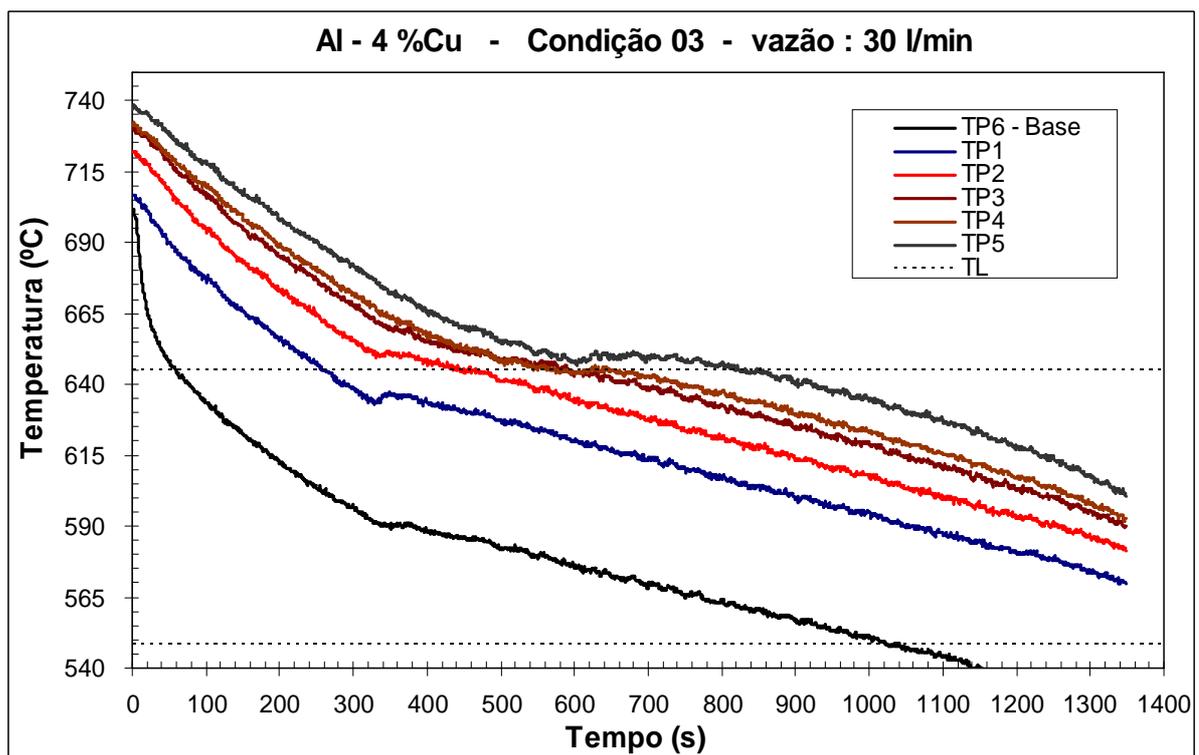
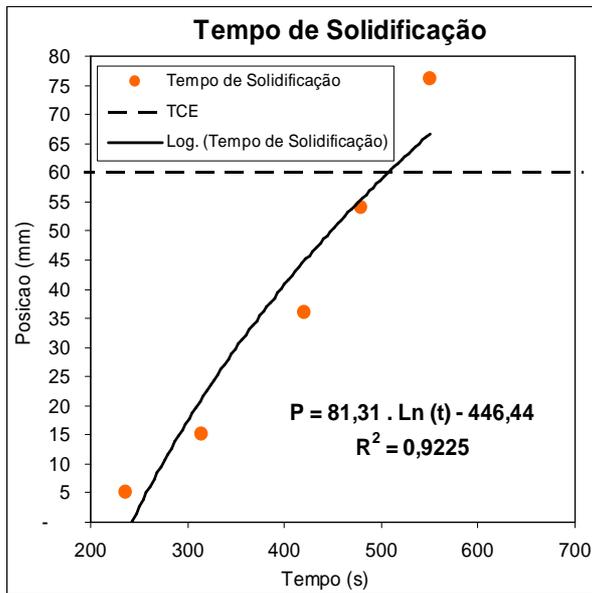


Figura 5.20. Curvas de resfriamento - Vazão 30 l/min - Condição 03.

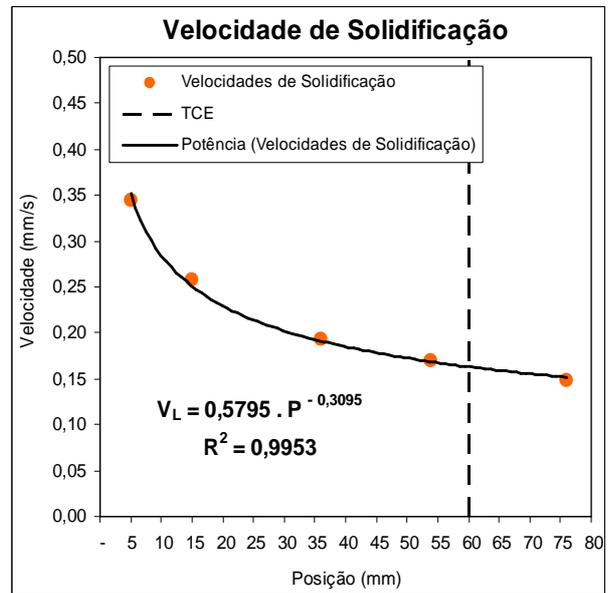
A Tabela 5.18 mostra os principais parâmetros térmicos de solidificação determinados a partir das curvas de resfriamento da Figura 5.20. E em destaque nesta figura, apresentam-se as equações empíricas obtidas por regressão.

Tabela 5.18. Resumo dos principais parâmetros térmicos de solidificação – Condição 03.

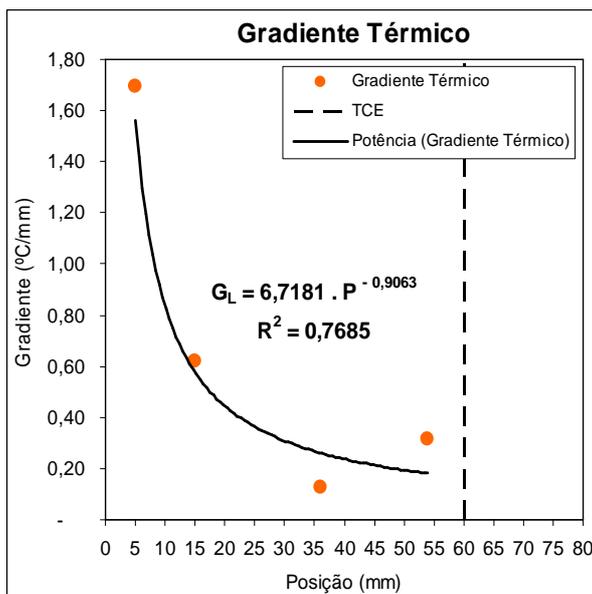
Tempo (s)	Posição (mm)	V _s (mm/s)	DT (°C)	G _L (°C/mm)	Tr (°C/s)	Início TCE	Final TCE
236	5	0,345	16,93	1,693	0,583	45mm	53mm
315	15	0,258	13,08	0,623	0,161		
420	36	0,194	2,31	0,128	0,025		
480	54	0,169	6,92	0,315	0,053		
550	76	0,148	-	-	-		



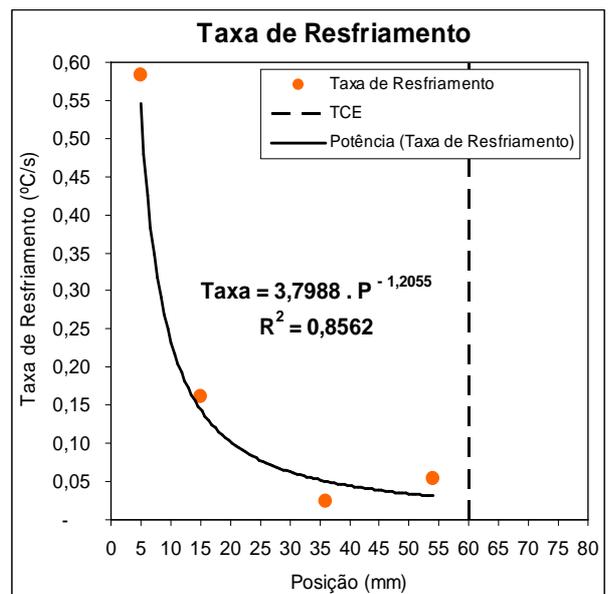
Posição da Isoterma Liquidus x Tempo



Velocidade da Isoterma Liquidus x Posição



Gradiente Térmico no Líquido x Posição



Taxa de Resfriamento x Posição

Figura 5.21. Parâmetros térmicos de solidificação - Condição 3.

A Figura 5.21 apresenta a variação da posição da isoterma *liquidus* versus o tempo local de solidificação. Mostra também a variação da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus versus a posição no lingote, assim como o gradiente térmico e a taxa de resfriamento versus a posição.

5.2.3.1. Estruturas de Solidificação

Na análise da macroestrutura bruta de solidificação do lingote com comprimento de 150 mm e diâmetro de 50 mm, as amostras foram cortadas na seção longitudinal, sendo que uma das metades foi cortada na seção transversal e ambas foram lixadas e sofreram ataque químico com Água Régia Fluorada, como mostrado na Figura 5.22. A transição teve início a aproximadamente 45 mm da base do lingote e teve seu término a 53 mm.

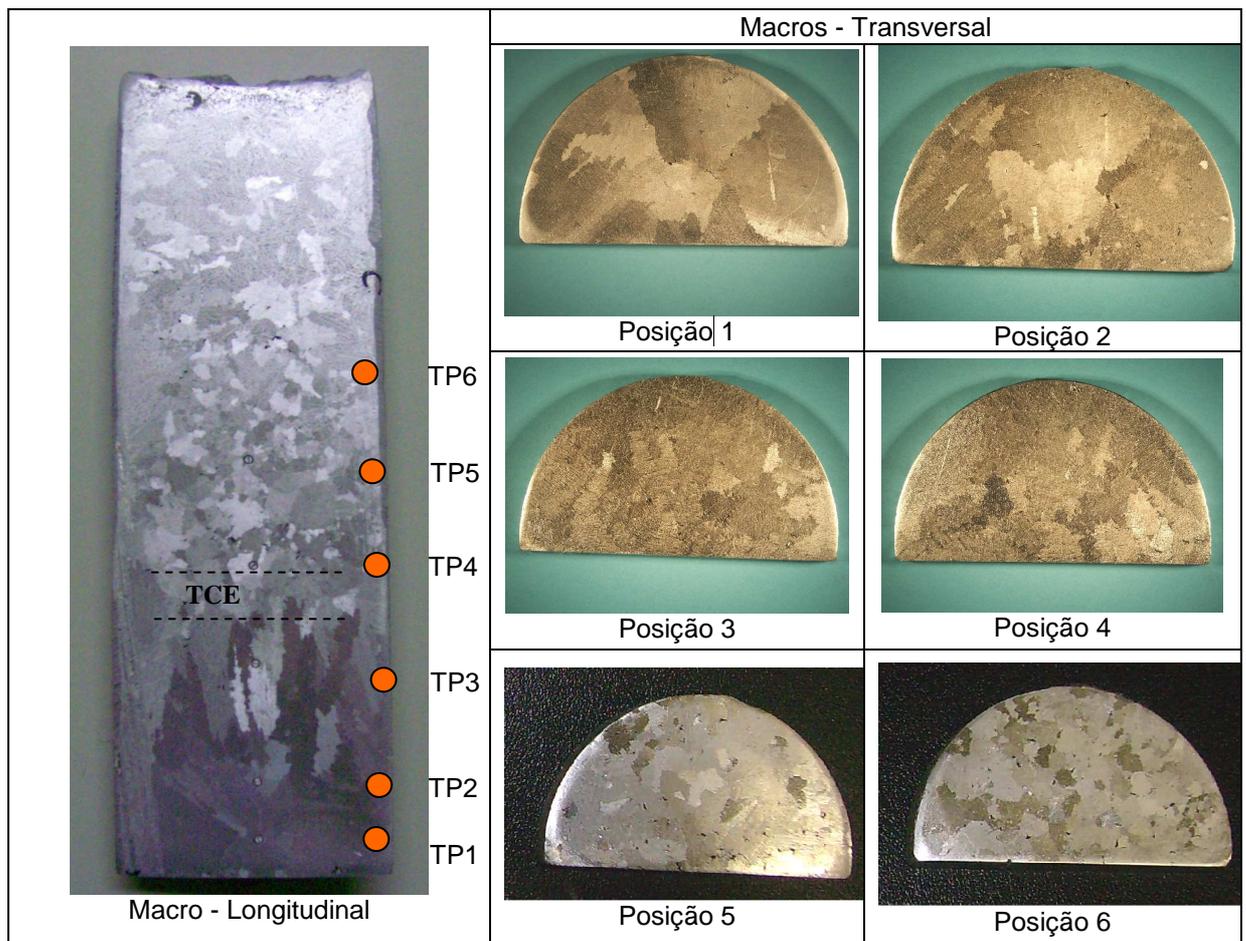


Figura 5.22. Macroestruturas do lingote – seção longitudinal e transversal - Condição 3.

A revelação nos mostrou uma região aproximada de 30% de grãos colunares grosseiros e bem visíveis e 70% de grãos equiaxiais com uma zona de TCE (transição colunar/equiaxial) bem definida pouco abaixo da posição de instalação do termopar nº4 (TP4).

As macrografias transversais mostraram grãos grosseiros, porém menores que as duas condições anteriores, principalmente nas posições de 1 a 3.

Na análise da microestrutura (Figura 5.23) é possível observar que a direcionalidade das ramificações dendríticas se mantém somente até a posição 3 (zona colunar), tornando-se aleatória para as demais posições na zona equiaxial. A Tabela 5.19 e a Figura 5.24 apresentam os valores médios obtidos.

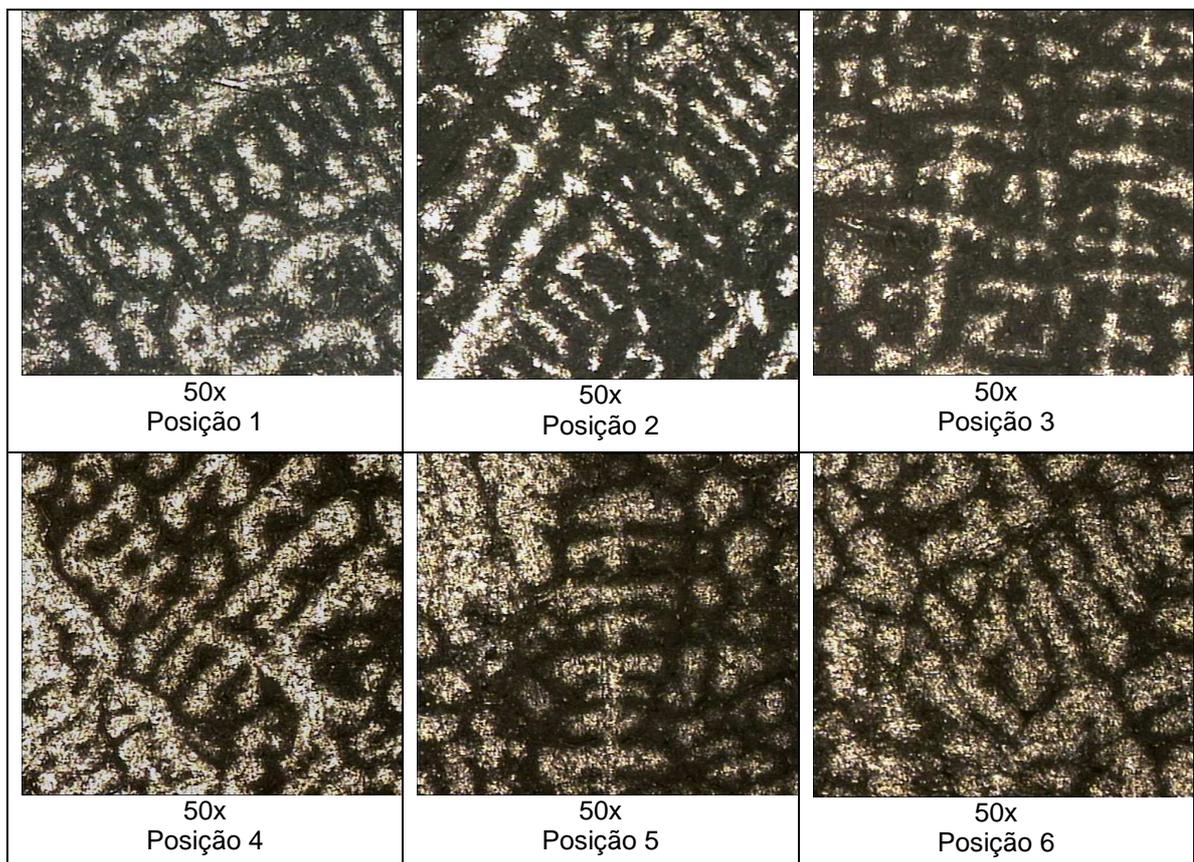


Figura 5.23. Microestruturas das seções transversais. Ataque: HF 0,5% - Condição 3.

Tabela 5.19. Valores médios dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) – Condição 3.

Condição 3		MEDIÇÕES			
Obs.: Média de 2		EDS			Em micrometros
POSIÇÃO	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Média
1	112,00	107,00	109,25	116,00	111
2	117,50	155,00	105,50	106,50	121
3	159,00	111,00	146,35	112,50	132
4	122,75	109,00	100,00	130,00	115
5	134,25	119,25	132,00	135,00	130
6	144,00	125,00	115,50	124,00	127

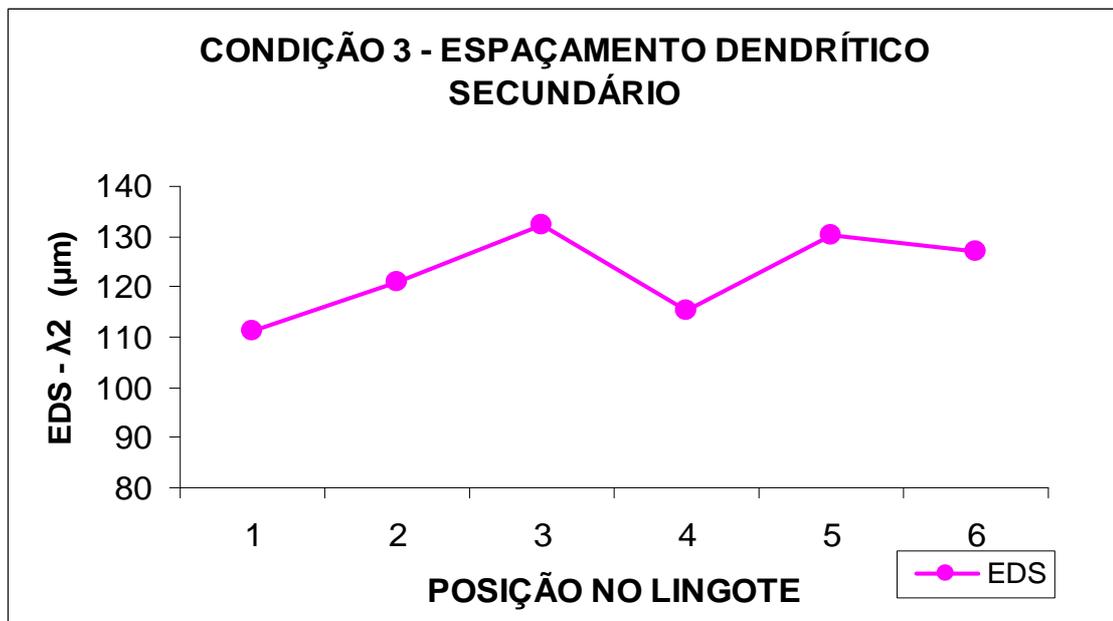


Figura 5.24. Variação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição a partir da base do lingote – Condição 3.,

5.2.3.2. Ensaios de Dureza na Condição 3

Seguindo a mesma rotina laboratorial dos ensaios anteriores, a Tabela 5.20 mostra uma relação entre a variação de dureza com a variação de tempo sofrida pelas amostras e na Figura 5.25 tem-se um gráfico dos resultados desta tabela.

Tabela 5.20. Variação Dureza x Tempo – Condição 3.

Condição 3 - Variação Dureza x Tempo					
Posição	EBF	Sol	18 dias	32 dias	46 dias
1	67	75	82	91	93
2	61	72	80	86	79
3	60	69	79	81	79
4	54	63	78	79	71
5	52	59	70	66	67
6	48	58	61	60	62

A posição 1 foi a que apresentou o maior acréscimo de dureza (aproximadamente 50%) ao fim do período, seguido pelas posições 2 e 3. A posição 6 apresentou um pequeno aumento na solubilização e uma constância durante o envelhecimento.

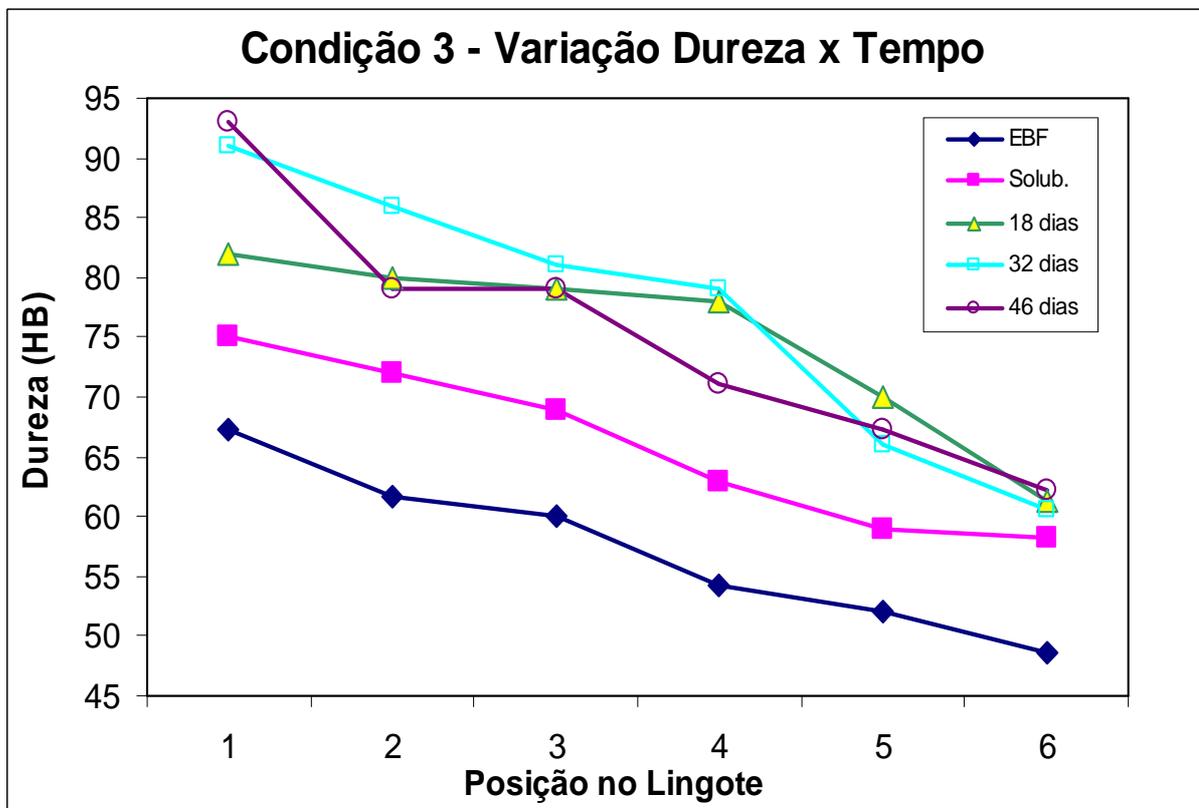


Figura 5.25. Variação da dureza Brinell em função do tempo e posição – Condição 03.

5.3. Comparativo entre os Principais Resultados

A seguir apresentam-se gráficos comparativos entre os principais parâmetros de solidificação (velocidades de solidificação e taxas de resfriamento), características estruturais (λ_2) e mecânicas (HB) nos lingotes obtidos e os comportamentos das amostras após tratamentos térmicos.

Para os casos dos parâmetros térmicos de solidificação (Figura 5.26), as maiores velocidades e taxas ocorreram para a maior vazão de ar comprimido utilizada (30 l/min), principalmente para os instantes iniciais da solidificação. Com o progresso do processo, essas diferenças diminuem gradativamente entre as condições 2 e 3, enquanto que a condição 1 se iguala com as outras condições a partir da posição 4.

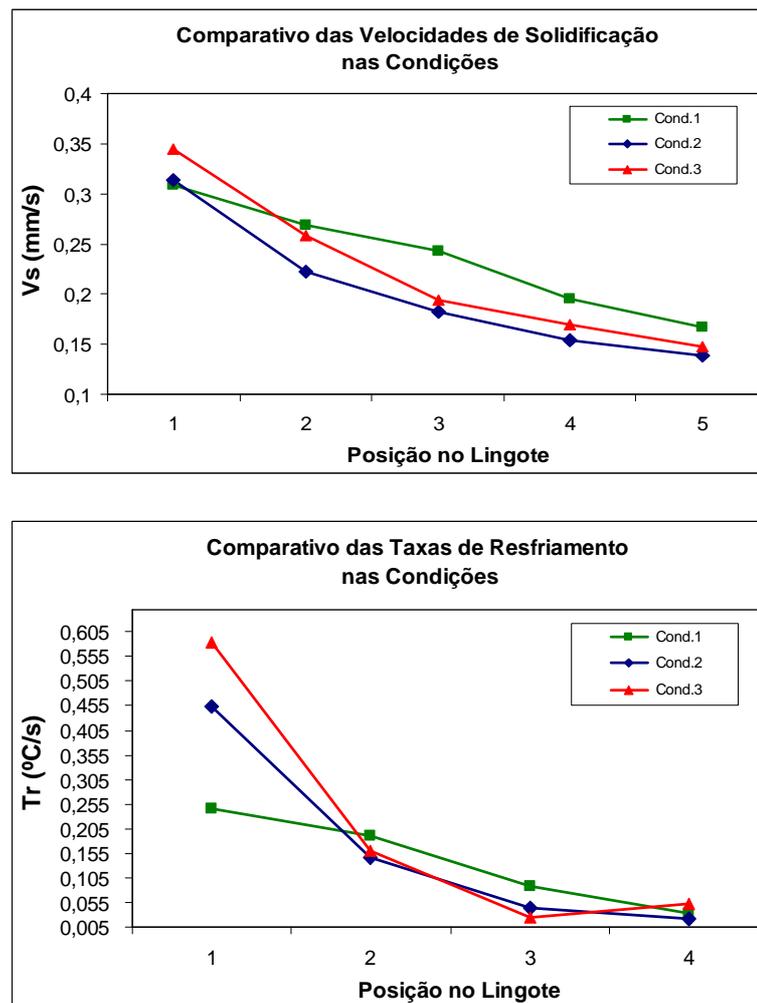


Figura 5.26. Comportamento das velocidades de solidificação e das taxas de resfriamento para as condições analisadas.

No que diz respeito aos espaçamentos dendríticos secundários, morfologia dos grãos cristalinos e medidas de dureza na condição fundida (Figura 5.27), observa-se que a Posição 1 da Condição 1 apresentou um maior teor em Cu, o que refletiu em menores λ_2 , refletindo em uma maior dureza nessa região em relação as outras condições. Para as demais posições, a dureza diminuiu à medida que se afasta da base do lingote, sofrendo uma pequena alteração na região de TCE e na região equiaxial.

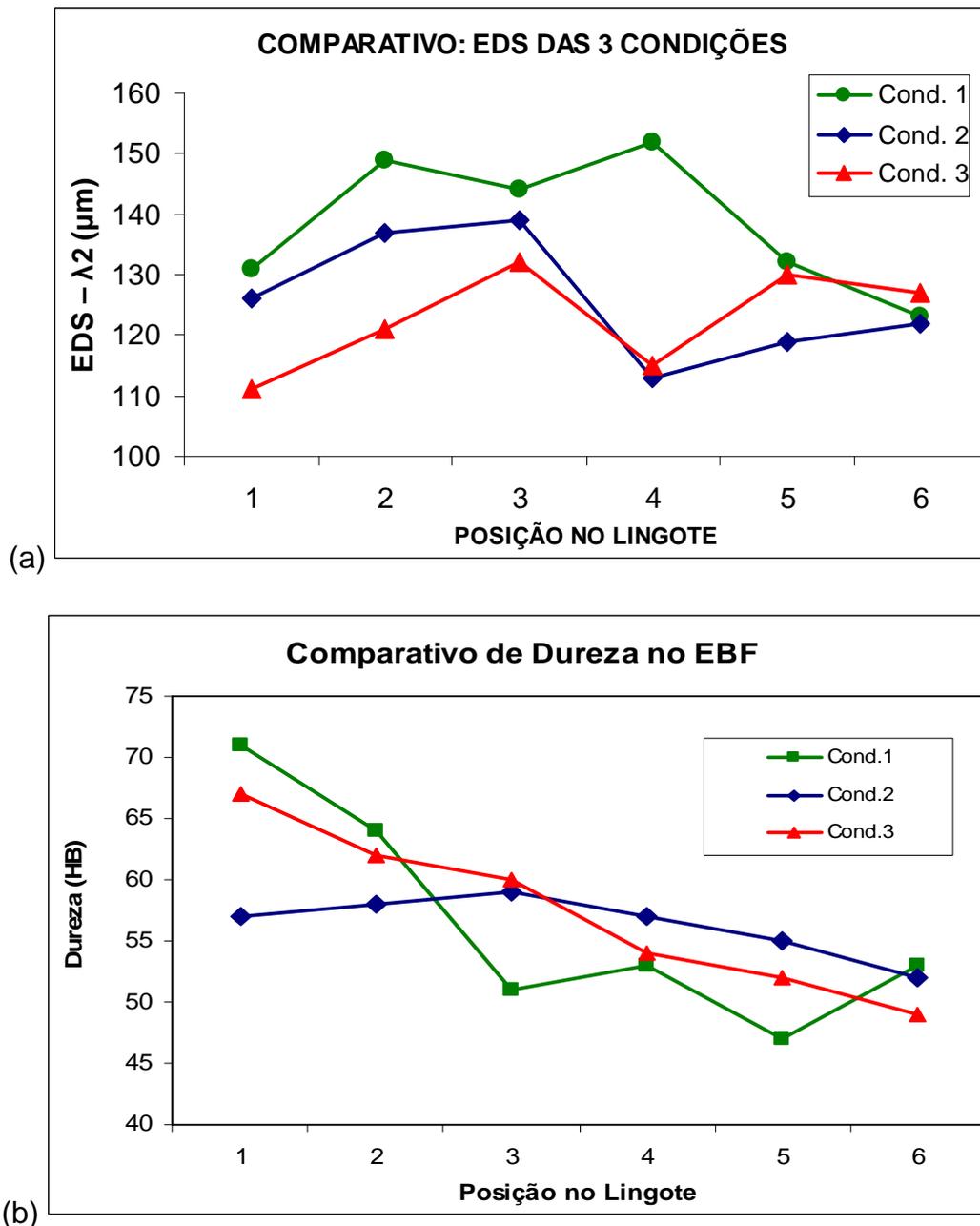


Figura 5.27.(a) e (b) Comportamento dos espaçamentos dendríticos secundários e das durezas no lingote fundido para as condições analisadas.

Em relação aos tratamentos térmicos de solubilização, foco deste trabalho, os resultados comprovaram que quanto mais refinada for a estrutura bruta de solidificação, mais eficiente será a solubilização do material, tanto com estrutura colunar quanto equiaxial. Para o caso de estruturas colunares, nota-se que a dureza foi maior, ao longo do lingote, no tempo de 9hs (Figura 5.28) enquanto que para estruturas equiaxiais o tempo de 8hs se mostrou melhor.

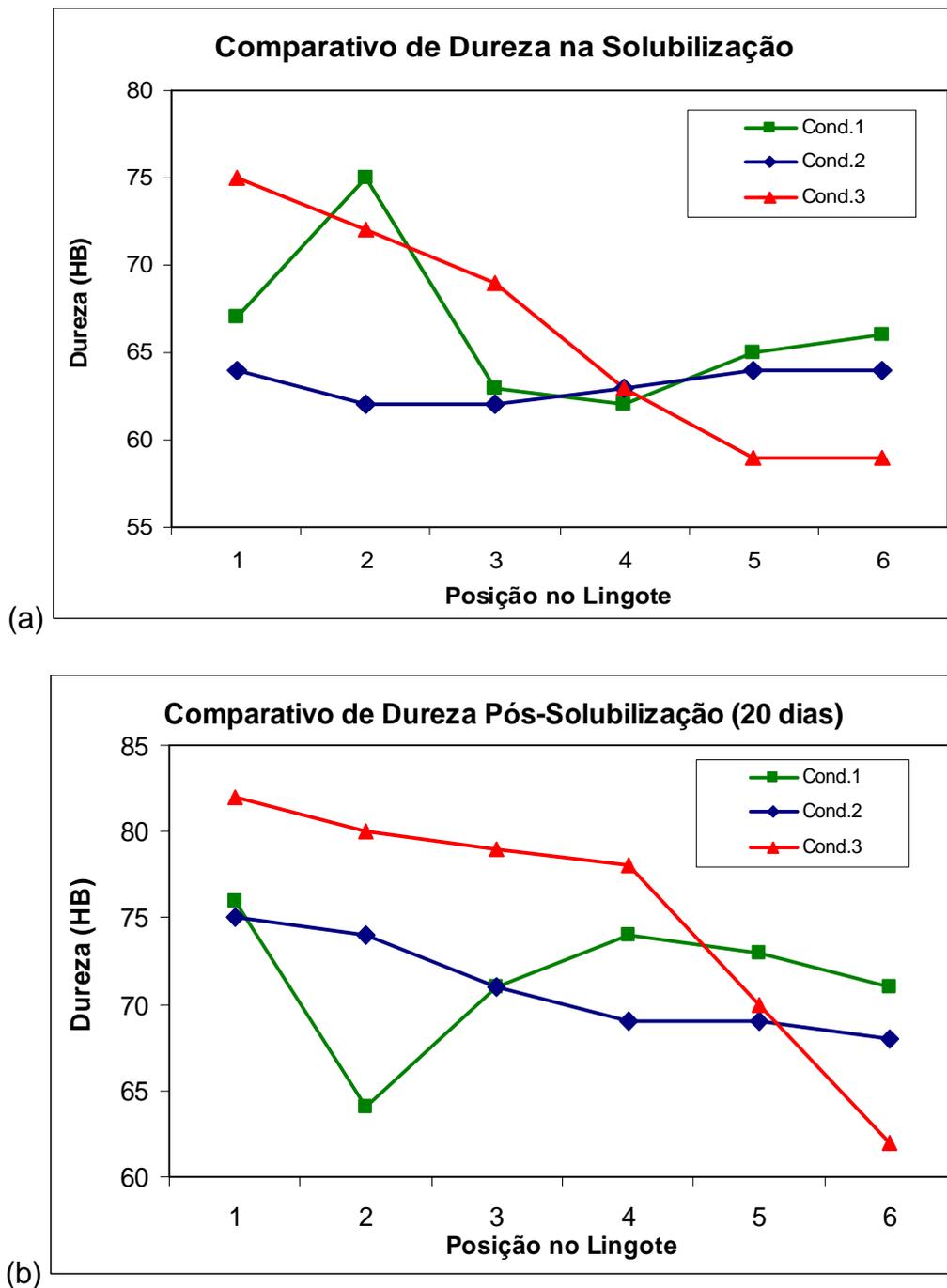


Figura 5.28. (a) e (b) Comportamento das durezas após tratamento térmico de solubilização e durante envelhecimento após 20 dias para condições analisadas.

As Figuras 5.29 e 5.30 nos mostram um comparativo das evoluções de dureza em relação às condições de solubilização e ao tratamento térmico comparativo em relação tratamento térmico utilizado nos experimentos das três condições deste trabalho.

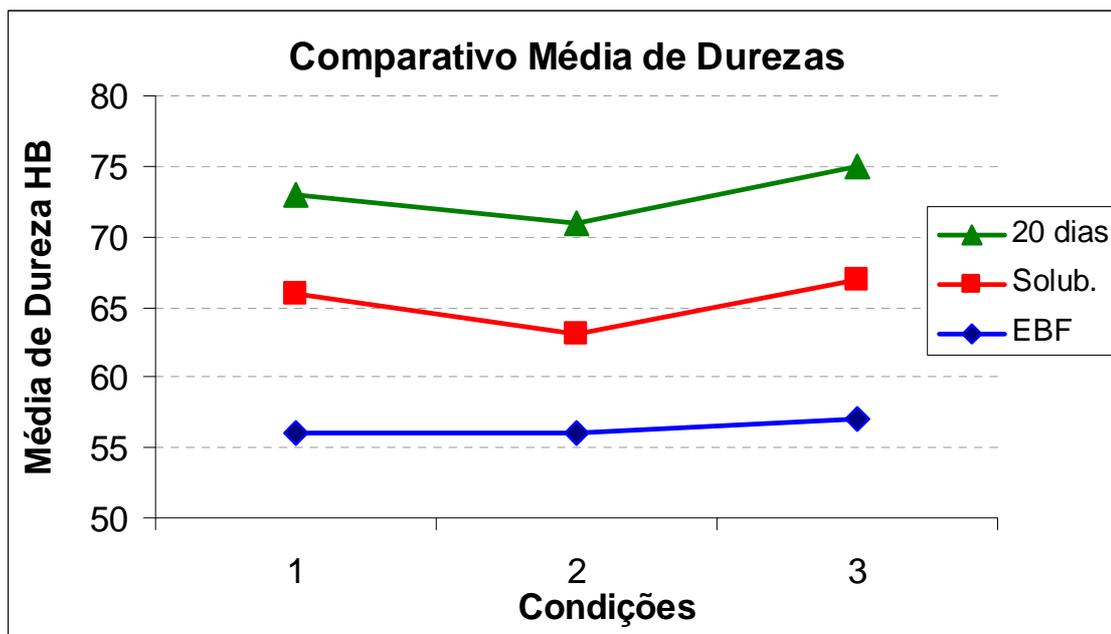


Figura 5.29. Comparativo das médias de dureza em relação às condições dos experimentos.

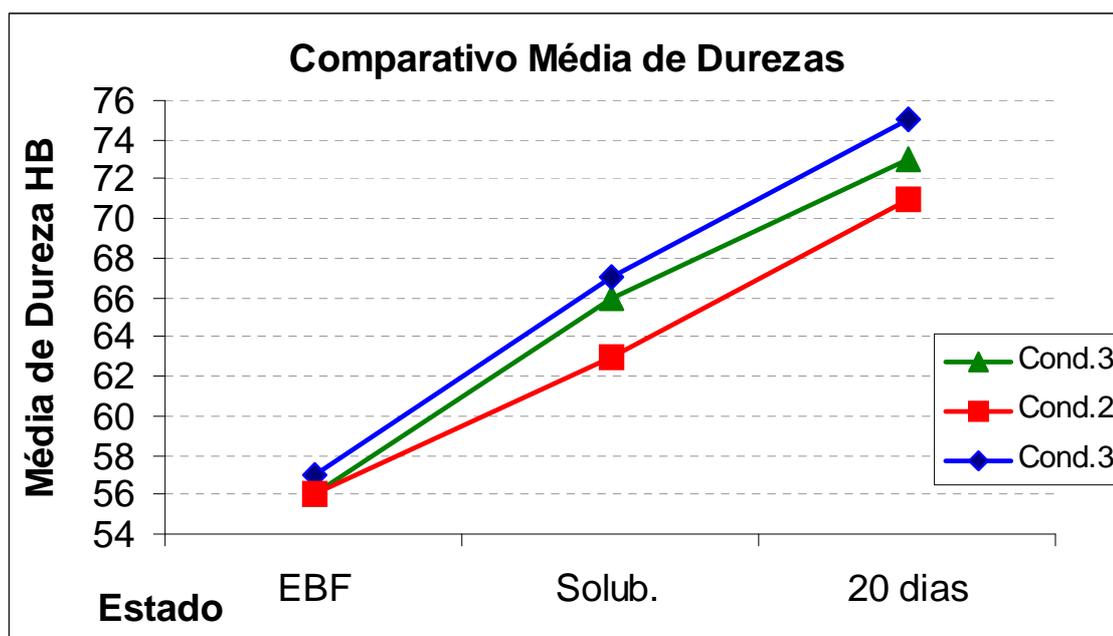


Figura 5.30. Comparativo das médias de dureza em relação ao tratamento térmico.

6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos decorrentes dos experimentos de solidificação e dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento natural permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

- Foram obtidos lingotes da liga Al-4%Cu, solidificados unidirecionalmente em sistema metal/molde instrumentado e foi concluído, através de análises de composição química por espectrometria de emissão óptica, que estes estavam de acordo com a liga comercial AA201.2;
- Foram determinados e obtidos os parâmetros térmicos de solidificação como velocidades, gradientes térmicos e taxas de resfriamento;
- Foi caracterizada a macroestrutura e a microestrutura dos lingotes obtidos, determinando a posição da transição colunar-equiaxial (TCE) e os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2); sendo que a condição 1 apresentou a maior região colunar, porém com uma estrutura mais grosseira, o que se reflete em maiores espaçamentos dendríticos secundários. A condição 3 apresentou uma menor região colunar e uma estrutura mais refinada.
- Foi correlacionada a estrutura bruta de solidificação com as condições obtidas após os tratamentos térmicos e observou-se que a condição 3 obteve uma dureza maior na região colunar e menor dureza na região equiaxial na solubilização, e após um breve envelhecimento natural esta situação se manteve bem mais acentuada.
- Concluiu-se que a condição 2 apresentou-se mais estável, em relação à dureza, nas regiões colunar e equiaxial enquanto que a condição 1 apresentou-se melhor apenas na região de grãos equiaxiais, sendo um pouco mais estável no

período pós-solubilização.

- Concluiu-se, neste trabalho, que a condição com maiores taxas de resfriamento mostrou-se mais adequada para a obtenção de uma estrutura mais refinada e com maiores durezas com o tratamento térmico de solubilização e posterior envelhecimento natural.

7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Algumas pesquisas podem ser sugeridas como forma de continuação dos temas abordados neste trabalho relacionadas à avaliação de certos parâmetros não estudados aqui, como:

- Investigar mais as condições de solidificação variando as vazões de ar;
- Diminuir a formação das porosidades nos experimentos de solidificação;
- Estudar outras composições químicas, variando o teor de Cu;
- Aplicar a metodologia a outras ligas não-ferrosas tratáveis por solubilização e envelhecimento;
- Continuar as observações para o envelhecimento natural

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. **Guia Técnico do Alumínio: Tratamento e Superfície**. 3 ed. São Paulo, 2005, v. 3.

_____. **Fundamentos e Aplicações do Alumínio**. 5 ed. São Paulo, 2007.

ALONSO, N. **Fundição de Ligas de Alumínio**. 2 ed. ABM. São Paulo, 1993.

BOEIRA, A. P. ; FERREIRA, I. L. ; GARCIA, A. . Modeling of Macrosegregation and Microporosity Formation During Transient Directional Solidification of Aluminium Alloys. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: properties, microstructure and processing**, v. 435-36, p. 150-157, 2006.

BRADASCHIA, C. **Técnicas de Fundição do Alumínio e suas Ligas**. 1 ed. ABM. São Paulo, 1988.

BRADASCHIA, Clóvis. **A Escola Politécnica e o Desenvolvimento do Ensino da Técnica de Fundição em São Paulo**. EPUSP. 2 ed. São Paulo, 2002.

BUSQUIM, T. P. **Avaliação da resistência à corrosão da liga 2024-T351 soldada por FSW – Friction Stir Welding**. São Carlos, 2007. 85p. Dissertação (Mestrado em Eng^a de Materiais). Centro de Ciências Exatas e Tecnologia, UFSCar, SP.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. LTC. 5 ed. Rio de Janeiro, 2002.

FERNANDES, R. C.; PADILHA, A. F. Efeito dos teores de Mn e de Fe na evolução microestrutural de duas ligas do sistema Al-Fe-Mn-Si obtidas por fundição contínua de chapas (*Twin Roll Caster*). **Revista Escola de Minas**, Metalurgia e Materiais, v.61, nº2, Ouro Preto, MG, 2008.

FERREIRA, I. L.; SIQUEIRA FILHO, C. A.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. Mathematical Modeling of the Solidification for the Analysis of the Inverse Macroseggregation in the Non-Ferrous Alloys. **15º CBECIMAT**. Natal, 2002.

FERREIRA, I.L.; SANTOS, C.A.; VOLLER, V.R.; GARCIA, A.. Analytical, Numerical and Experimental Analysis of Inverse Macroseggregation during Upward Unidirectional Solidification of Al-Cu Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v.35B, April, pp.285-297, 2004a.

FERREIRA, I. L.; SIQUEIRA, C.; SANTOS, C. A. et al. Influence of Metal/mold Heat Transfer Coefficient on the Inverse Macroseggregation Profile of an Al 6.2wt % Cu Alloy Unidirectionally Solidified. **Materials Science Forum**, Suíça, v.456, pp.728-732, 2004b.

FERREIRA, I.L. Theoretical and experimental analysis of inverse segregation during unidirectional solidification of an Al-6.2 wt.% Cu alloy. **Scripta Materialia – 49**, p. 339-344. Department of Materials Engineering, State University of Campinas, UNICAMP, São Paulo, 2003.

FINARDI, J. **Especificações, propriedades e aplicações das ligas de alumínio para fundição**. ABM. São Paulo, 1988.

GARCIA, A. – **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**, Ed. da - Universidade Estadual de Campinas - Unicamp, Campinas, 2001.

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

KISSEL, R. J.; FERRY, R. L. **Aluminum Structures: A guide to their specifications and design**. 2nd. ed. New York: John Wiley & Sons, 2002.

MARGARIDO M.; ROBERT, M. H. Production of Rheocast Slurries by Partial Melting Through Alternative Thermomechanical Treatments. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**. v.25, n^o2, Rio de Janeiro, 2003.

MATORANO, M. A.; CAPOCCHI, J. D. T. Microsegregação em ligas metálicas binárias. **Boletim Técnico da Escola Politécnica da USP**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Campinas, SP. BT/PMP/0003, 2000.

MELO, M. L. N. M.; SANTOS, C. A.; PENHALBER, C. A. L. Determinação numérico/experimental do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304. **Revista Matéria**. v.10, n.1, pp. 80 - 92, 2005 a.

MELO, M. L. N. M.; RIZZO, E. M. S. ; SANTOS, R. G. Prediction of Dendrite Arm Spacing and its Effect on Microporosity Formation in Directionally Solidified AlCu Alloy. **Journal Materials Science**, v.40, p.111, 2005 b.

MELO, M. L.; EID, M. A.; SANTOS, R. G.; RODRIGUES, J.R.P. Simulação numérica da solidificação com fluxo de calor radial, in: **17^o CBECIMat**, p. 6553-6564. Foz do Iguaçu, PR. Nov. 2006.

METALS Handbook Committee. **Metals Handbook Atlas of Microstructures of Industrial Alloys**, v. 7, 8a. ed. Aluminium Alloys. Ohio: American Society for Metals, 1984.

NAZARENO, J.; MOUTINHO, D.; ROCHA, O.; MOREIRA, A. A influência da convecção solutal no coeficiente de transferência de calor metal/molde em ligas Sn-Pb. **II CONNEPI**, João Pessoa, PB, 2007.

OSORIO, W. R. **Análise da Influência de Parâmetros Estruturais da Solidificação de Metais e Ligas na Resistência à Corrosão**. Campinas, 2004. 194 p. Tese (Doutorado em Eng^a Mecânica) Departamento de Materiais, UNICAMP, SP.

OSÓRIO, W. R.; GARCIA, A. Modeling Dendritic Structure and Mechanical Properties of Zn-Al Alloys. **Materials Science and Engineering A**, v. 325, p. 103-111, 2002.

PERES, M. M.; PINTO C. P.; RIOS, C. T.; KIMINAMI, C. S. Caracterização da liga de alumínio A356 solidificada rapidamente por centrifugação e fundida em areia. **Projeções**, v. 23, p. 55-62, jan. 2005.

PRADOS, E. F.; GONÇALVES, L. R. G.; FERRANTE, M.; SORDI, V. L. Efeito da extrusão em canal angular na microestrutura e na resistência mecânica de uma liga Al-4%Cu, in: **17º CBECIMat**, p. 7533-7544. Foz do Iguaçu, PR, 2006.

QUARESMA, J.; SANTOS C.A.; GARCIA A. Correlation between Unsteady-State Solidification Conditions, Dendrite Spacings, and Mechanical Properties of Al-Cu Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 31A, 2000.

ROCHA, O.F.L. da; SIQUEIRA, C. A. ; GARCIA, A. Theoretical - Experimental Analysis of Cellular and Primary Dendritic Spacings during Unidirectional Solidification of Sn-Pb Alloys. **Materials Research.**, vol.5, no.3, p.391-397, set. 2002.

_____. Heat Flow Parameters Affecting Dendrite Spacings During Unsteady-state Solidification of Sn-Pb and Al-Cu Alloys. **Metall. Mater. Trans. A**, v. 34, p. 995-1006, 2003.

ROSA, Daniel M. **Caracterização da Microestrutura Dendrítica na Solidificação Vertical Descendente de Ligas Al-Cu**. Campinas, 2004. 106 p. Dissertação (Mestrado em Eng^a Mecânica) Faculdade de Eng^a Mecânica, UNICAMP, SP.

SÁ, F. Antônio de. **Influência das variáveis de solidificação transitória no surgimento e evolução dos espaçamentos dendríticos terciários**. Campinas, 2004. 106p. Tese (Doutorado em Eng^a Mecânica). Faculdade de Eng^a Mecânica, UNICAMP, SP.

SILVA, J. N. S.; MOUTINHO, D. J. C.; MOREIRA, A. L. S.; ROCHA, O. F. L. Construção e aferição de um dispositivo de solidificação unidirecional horizontal refrigerado à água, in: **17º CBECIMat**, Foz do Iguaçu, PR, 2006.

SIQUEIRA FILHO, C. A. **Influência de parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial**. Campinas, 2002. 150p. Tese (Doutorado em Eng^a Mecânica). Faculdade de Eng^a Mecânica, UNICAMP, SP.

SPIM, J. A.: **Tratamentos Térmicos de Ligas Não-Ferrosas**. Material didático do Departamento de Metalurgia – LAFUN – Laboratório de Fundição – UFRGS. Porto Alegre, 2004.