



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE COBRE NO TRATAMENTO TÉRMICO DE
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL DE LIGAS
Al-Cu FUNDIDAS**

BRUNO DE ROSSO RIBEIRO
ENGENHEIRO MECÂNICO

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

Porto Alegre

Agosto, 2015



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE COBRE NO TRATAMENTO TÉRMICO DE
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL DE LIGAS
Al-Cu FUNDIDAS**

BRUNO DE ROSSO RIBEIRO

ENGENHEIRO MECÂNICO

ORIENTADOR: PROF. DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS

Dissertação de Mestrado 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

Agosto, 2015

*“Quanto maior o conhecimento,
menor o ego; quanto maior o ego,
menor o conhecimento”.*

Albert Einstein

DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho à minha
mãe, Valderez de Rosso.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao professor e orientador deste trabalho, diretor da Faculdade de Engenharia da PUCRS, Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos pela dedicação e ensinamentos não somente durante a pós-graduação, mas também pelos tempos da graduação do curso de Engenharia Mecânica.

À coordenadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia dos Materiais, Prof^a. Dr. Eleani Maria da Costa, pelo apoio ao desenvolvimento deste trabalho dentro do programa.

Aos professores da banca, Prof. Dr. Felipe Dalla Vecchia e Prof. Dr. Wislei Osório pelo apoio e apontamentos necessários para a melhoria contínua do trabalho.

Às secretárias do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia dos Materiais, Cláudia Marina Silva e Viviane Nunes Dorneles pelo apoio e ajuda no trato burocrático durante o período.

Ao técnico Sérgio Domingos Alegre que, pela vasta experiência prática, facilitou extremamente os processos de obtenção de amostras e análises.

Aos professores do PGETEMA.

Aos amigos e colegas do LAMAT (Laboratório de Materiais) e NUCLEMAT.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	4
AGRADECIMENTOS	5
SUMÁRIO	6
LISTA DE FIGURAS	8
LISTA DE TABELAS	13
LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURAS	14
RESUMO	15
ABSTRACT	16
1. INTRODUÇÃO	17
2. OBJETIVO	21
2.1. Objetivos Específicos	21
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	22
3.1. Solubilização e Envelhecimento das Ligas de Alumínio-Cobre.....	23
3.1.1. Solubilização das Ligas Al-Cu	24
3.2. Precipitação de Fases nas Ligas Al-Cu.....	26
3.2.1. Envelhecimento das Ligas Al-Cu.....	30
3.3. Solidificação e a Formação das Estruturas Fundidas	40
3.3.1. Formação Macroestrutural e Cinética de Solidificação	40
3.3.2. Formação Microestrutural e Estruturas Dendríticas	44
3.3.3. Espaçamentos Dendríticos Secundários	47
4. MATERIAIS E MÉTODOS	49
4.1. Sequência de Operações.....	49
4.1.1. Equipamentos Utilizados	50
4.1.1.1. Forno de Fusão e Solidificação Unidirecional	50
4.1.1.2. Lingoteira.....	51
4.1.1.3. Termopares	52
4.1.1.4. Sistema de Resfriamento e Medidor de Vazão.....	52
4.1.1.5. Sistema de Supervisão e Aquisição de Dados.....	53

4.1.1.6. Microscópio Óptico	53
4.1.1.7. Durômetro Brinell	53
4.1.1.8. Forno para Tratamento Térmico	53
4.1.1.9. Espectrômetro de Emissão Óptica.....	54
4.1.2. Procedimentos Laboratoriais	54
4.1.2.1. Fusão e Solidificação	54
4.1.2.2. Preparação para Macrografia Longitudinal	55
4.1.2.3. Determinação da Composição Química e Dureza	56
4.1.2.4. Medição do Espaçamento Dendrítico Secundário (EDS)	56
4.1.2.5. Tratamento Térmico de Solubilização	57
4.1.2.6. Envelhecimento Artificial	57
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	59
5.1. Análise da Composição Química.....	59
5.2. Análise Térmica.....	60
5.3. Análises da Estrutura Bruta de Solidificação (EBS)	66
5.3.1. Macrografia na secção Longitudinal.....	66
5.3.2. Dureza Brinell.....	68
5.3.3. Espaçamento Dendrítico Secundário	69
5.4. Análises nas Etapas de Solubilização e Envelhecimento Artificial.....	72
6. CONCLUSÕES	80
7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS.....	82
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	83

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1.1 - Combinação das principais ligas de alumínio (ASM Handbook, 1993).. 18
- Figura 3.1 – Microscopia óptica da liga AA 2011 (5%Cu) com diferentes temperaturas de solubilização, sendo: A) 515°C, B) 520°C, C) 525°C e D) 530°C (JANG et. al, 2013).....25
- Figura 3.2 – Evolução da dureza (HV) em função da temperatura de solubilização durante 2 horas, para uma liga Al-5%Cu (Adaptado de JANG, 2013). ...25
- Figura 3.3 – Representação do processo de solubilização da liga Al-4,5%Cu (GARCIA, 2011).26
- Figura 3.4 – Diagrama de fases parcial da liga Al-Cu, com destaque para a máxima solubilização do cobre do alumínio (Adaptado de MCKEOWN, 2014). .27
- Figura 3.5 – Diagrama representativo de precipitados: (a) incoerentes e (b) coerentes com a estrutura da matriz (ASKELAND, 2015).28
- Figura 3.6 – Zona inicial GP-1 de forma lamelar, que provoca o início do endurecimento da liga Al₂Cu (ASHBY & JONES, 2005).....29
- Figura 3.7 – Sequência das precipitações das fases em liga Al-Cu (Autoria própria).30
- Figura 3.8 – Representação da evolução das precipitações das ligas de Al-4,5%Cu (GARCIA, 2011).32
- Figura 3.9 – Representação do envelhecimento de oito tipos de ligas Al-Cu variando teor de Cobre. A correlação da dureza (HB) no eixo vertical versus tempo, com material resfriado em água a 100°C e exposto à temperatura ambiente (Adaptado de ALLUMINIUM AND ALUMINIUM ALLOYS, 1993).33
- Figura 3.10 – Variação da dureza em função do tempo de envelhecimento, para diferentes teores de cobre – 2%, 3%, 4%, 4,5% em massa. Temperaturas de envelhecimento, ou temperaturas do meio (Tp) em 120°C e 200°C, respectivamente (Adaptado de ABAL, 2005).34
- Figura 3.11 - Evolução da dureza e superenvelhecimento de oito tipos de ligas Al-Cu variando teor de cobre. Material submetido a 150°C em forno mufla (Adaptado de ASM HANDBOOK,1993).35
- Figura 3.12 – Evolução da dureza (HV) da liga AA 2024 (4%Cu) em função do tempo de envelhecimento a: (a) 210°C, e (b) 190°C (SILVA, 2012).....37

Figura 3.13 – Evolução da dureza para quatro ligas Al-Cu, envelhecidas artificialmente entre 0 e 48h: (a) 180°C, e (b) 220°C (Adaptado de ELGALLAD et. al, 2010).....	38
Figura 3.14 – Evolução da dureza para a liga Al-Cu5% em quatro temperaturas distintas (a) e a formação dos precipitados θ'' por microscopia eletrônica de transmissão (Adaptado de JANG, 2013).....	38
Figura 3.15 – Evolução da dureza em função do tempo de tratamento térmico de envelhecimento a 180°C, para: (a) liga Al-Cu5%, e (b) destaque da fase θ'' obtida através de microscopia eletrônica de transmissão (Adaptado de FU, et. al 2014).	39
Figura 3.16. Curvas de resfriamento para a liga Al-4%Cu (REIS, 2009).	40
Figura 3.17. Curvas de resfriamento controladas, para a liga Al-5%Cu, sob resfriamento forçado (SPINELLI, 2004).	41
Figura 3.18. Tempo de solidificação, indicando a solidificação da passagem da isoterma liquidus para uma liga Al-5%Cu, resfriado a água (ROSA, 2004).....	41
Figura 3.19. Gradiente térmico a partir da solidificação unidirecional controlada de: (a) Al-3%Cu, e (b) Al-8%Cu, em função da posição do lingote. Resfriamento forçado com água a 0,25 l/min (Adaptado de SPINELLI, 2004).....	42
Figura 3.20. Velocidade de solidificação a partir da solidificação unidirecional controlada de: (a) Al-3%Cu, e (b) Al-8%Cu, em função da posição do lingote. Resfriamento forçado com água a 0,25 l/min (Adaptado de SPINELLI, 2004).	42
Figura 3.21. Vista de topo da estrutura de um lingote – estrutura bruta de fundição, mostrando as zonas coquilhadas, colunar e equiaxial (EID, 2007).....	44
Figura 3.22. Representação tridimensional das dendritas formadas durante a solidificação da liga metálica. Lambda 1, 2, 3, representam os espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários, respectivamente (GARCIA, 2011).....	45
Figura 3.23. (a) Esquema representativo de crescimento dendrítico a partir da base do lingote (PAIXÃO, 2013), (b) e micrografia obtida pela técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostrando os arranjos dendríticos em aço carbono (OSÓRIO et. al, 2009).	45

Figura 3.24. Micrografias: (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).....	46
Figura 3.25. Microestruturas de ligas Al-Cu, identificando os espaçamentos dendríticos primários e secundários nas sessões longitudinais e transversais (Adaptado de SPINELLI, 2004, A).....	46
Figura 3.26. Espaçamento dendrítico secundário em função da velocidade de solidificação (Adaptado de SPINELLI, 2004, A).....	47
Figura 3.27. Comportamento da dureza em função do espaçamento dendrítico secundário para a liga Al-4%Cu após ser solidificada em três condições de resfriamento – 10 l/min (condição 1-1), 20 l/min (Condição 1-2) e 30 l/min (Condição 1-3) (Adaptado de REIS, 2013).....	48
Figura 3.28. Indicação do espaçamento dendrítico secundário em função do teor de cobre (3%, 5% e 8%) em função da posição, em solidificação vertical descendente (ROSA, 2004).....	48
Figura 4.1 – Forno de solidificação unidirecional (Autoria própria).....	50
Figura 4.2 – (a) Vista esquemática em perspectiva, e (b) dimensões e partes da lingoteira utilizada (Autoria própria).....	51
Figura 4.3 – (a) Detalhe da instalação dos 6 termopares na lingoteira no centro do molde, e (b) instalação em vista frontal dos termopares na lingoteira (Autoria própria).....	52
Figura 4.4. Forno para tratamento térmico (Autoria própria).....	53
Figura 4.5. Espectrômetro de Emissão Óptica (EEO) (Autoria própria).....	54
Figura 4.6. Disposição dos termopares no lingote (Autoria própria).....	55
Figura 4.7. Seção transversal de corte do lingote, indicando o local de medição de dureza e determinação da composição química para cada termopar (Autoria própria).....	56
Figura 4.8. Fluxograma representativo das etapas empregadas na metodologia experimental (Autoria Própria).....	58
Figura 5.1. Variação do teor de cobre ao longo dos lingotes para Al-2,5%Cu e Al-3.5%Cu.....	60
Figura 5.2. Curvas de resfriamento para a liga Al-2,5%Cu. Vazão de 30 l/m.....	61

Figura 5.3. Curvas de resfriamento para a liga Al-3,5%Cu. Vazão de 30 l/m.	61
Figura 5.4. Tempo de Solidificação e equações aproximadas para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.	63
Figura 5.5. Velocidade de solidificação em função do a) tempo e b) posição, para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.	64
Figura 5.6. Gradiente térmico no líquido em função da posição para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.	65
Figura 5.7. Taxa de resfriamento em função da posição para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.	66
Figura 5.8. Macroestruturas para: (a) Al-2,5%Cu, e (b) Al-3,5%Cu.	67
Figura 5.9. Dureza Brinell em função da posição para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu na condição bruta de solidificação.	69
Figura 5.10. Microestrutura longitudinal para cada termopar e suas respectivas dendritas para a liga Al-2,5%Cu.....	70
Figura 5.11. Microestrutura longitudinal para cada termopar e suas respectivas dendritas para a liga Al-3,5%Cu.	70
Figura 5.12. Variação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição do lingote (de TP1 a TP4), para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.	72
Figura 5.13. Dureza na região de crescimento colunar, nas etapas de EBF e pós-solubilização para ambas as ligas.....	73
Figura 5.14. Micrografias das amostras pós-solubilização. a)Al-2,5%Cu e b)Al-3,5%Cu.	74
Figura 5.15. Comparação das durezas das ligas pós-solubilização e pós-tratamento térmico artificial.	75
Figura 5.16. Comparação da evolução da dureza das ligas pós tratamento térmico de envelhecimento artificial (TEA - 155°C, 8h) e a 25 dias do tratamento de envelhecimento.	76
Figura 5.17. Evolução da dureza entre as etapas de medição para a liga Al-2,5%Cu.77	
Figura 5.18. Evolução da dureza entre as etapas de medição para a liga Al-3,5%Cu.78	

Figura 5.19. Evolução do espaçamento dendrítico secundário (EDS) em função taxa de resfriamento.	78
Figura 5.20. Comportamento da dureza em função do espaçamento dendrítico secundário.....	79

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Limites de composição química da liga e demais elementos para algumas ligas nominais de Al-Cu em % em massa para ligas fundidas (ASM Handbook, v2).....	23
Tabela 3.2 Temperaturas de solubilização e envelhecimento artificial para algumas ligas da série 2xx.x e 3.xx.x - Ligas Fundidas (ASM HANDBOOK, v2, 1993).....	36
Tabela 3.3. Tabela comparativa dos resultados e parâmetros dos três estudos indicados.	39
Tabela 5.1.Composição química das ligas após solidificação.	59
Tabela 5.2. Principais parâmetros de solidificação para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu....	62
Tabela 5.3. Dureza Brinell em função das posições para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu..	68
Tabela 5.4. Espaçamento dendrítico secundário (EDS) para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.	71
Tabela 5.5. Dureza após solubilização para as ligas Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.....	73
Tabela 5.6. Medição da dureza após tratamento térmico de envelhecimento (155°C, 8h), para as ligas Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.....	74
Tabela 5.7. Medição da dureza após 25 dias do tratamento térmico de envelhecimento artificial para as ligas Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.	76
Tabela 5.8. Média das durezas para os termopares de TP1 a TP4 entre as etapas.	77

LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURAS

A	Área	m ²
C _a	Número de Átomos na Superfície do Substrato	m ⁻³
DT	Diferença de Temperatura	°C
HB	Dureza Brinell	HB
G _{TL}	Gradiente Térmico Local	°C/mm
P	Posição do Termopar no Lingote	mm
Pos	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 (Isotherma Liquidus)	
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
HB	Dureza Brinell	
HF	Ácido Fluorídrico	
H ₂ O _{DI}	Água Deionizada	
LAMAT	Laboratório de Materiais	
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura	
NBR	Norma Brasileira	
OES	Espectrômetro de Emissão Óptica	
T	Temperatura	°C
t	Tempo	s
T _{LS}	Tempo Local de Solidificação	s
TEA	Tratamento de Envelhecimento Artificial	
TCE	Zona de Transição de Grãos Colunar-Equiaxial	
TTS	Tratamento Térmico de Solubilização	
TP	Termopar-Posição	

RESUMO

DE ROSSO, Bruno Ribeiro. **Influência do Teor de Cobre no Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento Artificial de Ligas Al-Cu Fundidas**. Porto Alegre. 2015. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

O principal objetivo deste trabalho foi analisar a solubilização e envelhecimento artificial da liga alumínio-cobre, compostas por dois diferentes percentuais de cobre: 2,5%, e 3,5%, solidificadas unidirecionalmente em sistema metal/molde instrumentado. Os principais parâmetros de solidificação, como velocidades de solidificação, gradientes térmicos e as taxas de resfriamento foram determinados a partir das curvas de resfriamentos obtidas por análises térmicas. Foram analisadas as macroestruturas e as microestruturas dos lingotes, em relação aos parâmetros de transição colunar-equiaxial (TCE) e espaçamentos dendríticos secundários (EDS). Os tratamentos térmicos foram realizados com o intuito de compreender melhor o processo de solubilização e envelhecimento do cobre na matriz de alumínio, definindo quais tempos e temperaturas que otimizam o processo de endurecimento por precipitação. Os resultados obtidos em relação à cinética de solidificação permitiram a obtenção de expressões correlacionado as velocidades, os gradientes térmicos e as taxas de resfriamento para ambas as ligas. Também foram obtidas relações entre as condições de solidificação, formações estruturais e as durezas nas diferentes etapas [$EDS=f(T_{RL})$; $HB=f(EDS)$]. A liga Al-3,5%Cu apresentou menores valores dos espaçamentos dendríticos secundários (10%), maior comprimento da zona colunar (12%), maiores durezas na condição bruta de solidificação (8%), bem como melhor resposta aos tratamentos térmicos quando comparada à liga Al-2,5%Cu.

Palavras-Chaves: Solidificação, Ligas Al-Cu, Tratamento Térmico, Solubilização, Envelhecimento Artificial.

ABSTRACT

DE ROSSO, Bruno Ribeiro. **Influence of Copper Content on Solutioning and Artificial Aging Heat Treatment of Al-Cu Casting Alloys**. Porto Alegre. 2015. Master Thesis. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

The main objective of this work was to analyze the solutioning and artificial aging heat treatments of aluminum-copper casting alloys, composed of two distinctive copper contents: 2.5% and 3.5%, unidirectionally solidified in an instrumented metal-mold system. Solidification parameters such as solidification velocities, thermal gradients and cooling rates were determined from cooling curves obtained by thermal analysis. Macrostructures and microstructures of ingots were analyzed in relation to parameters such as columnar-equiaxed transition (CET) and the secondary dendrite arm spacing (SDAS). The heat treatments were performed in order to better understand the solutioning and artificial aging processes of copper in the aluminum matrix. The results concerning to the solidification parameters have permitted to obtain expressions for solidification velocities, thermal gradient and cooling rates as a function of examined alloys. Relationship among solidification conditions, structural formation and hardness were also obtained [$SDAS=f(T_{RL})$; $HB=f(SDAS)$]. The Al-3.5wt%Cu alloy has show smaller dendritic arm spacing (10%), higher columnar zone (12%), higher hardness in the as-cast condition (8%), as well as better response to the heat treatments than the examined Al-2.5wt%Cu.

Key-words: Solidification, Al-Cu Alloys, Heat Treatment, Solutioning, Artificial Aging.

1. INTRODUÇÃO

A engenharia de materiais se esforça desde muito tempo a analisar, qualificar e compreender as propriedades dos materiais e seus comportamentos sejam nas características mecânicas, elétricas, químicas, ópticas ou magnéticas. Em materiais comercialmente puros, as informações são ricas, embora ainda haja muito de se descobrir e desenvolver. No entanto, em ligas metálicas, estas propriedades podem variar em função da quantidade de soluto, assim como sua distribuição na matriz, impurezas, vazios presentes, suas quantidades e morfologia, bem como as formas de obtenção dos lingotes e componentes (QUARESMA, 2000; SIQUEIRA, 2002; OSÓRIO et. al, 2003; ROCHA et. al, 2003; SPINELLI et. al, 2004; SÁ et. al, 2004; MELLO et. al, 2004; GARCIA, 2005, FERRANDINI et. al, 2006, COSTA et. al, 2010; FERRI et. al, 2010; SANTOS et. al, 2012). Por serem inúmeras as variáveis que qualificam uma liga metálica, o estudo minucioso e pontual em determinadas situações faz-se necessário, principalmente na utilização das mesmas em aplicações da engenharia no cotidiano da indústria metal-mecânica (BOCCALINI & GOLDENSTEIN, 2001; REIS, 2009, BARCELLOS et. al, 2011).

As ligas de alumínio são amplamente utilizadas devido a este material, quando comercialmente puro, possuir baixa massa específica (densidade) e ao mesmo tempo agregar uma relação de resistência/peso semelhante aos dos aços estruturais, apesar da baixa resistência mecânica (ABAL, 2005). Tais propriedades, combinadas com o fato deste elemento ser o terceiro em abundância na crosta terrestre, confere ao alumínio o material mais versátil da engenharia moderna, segundo a Associação Brasileira do Alumínio.

Sabe-se que a aplicação do alumínio está distribuída em praticamente todas as categorias da engenharia (ASM Handbook, 1993), sendo:

- Embalagens para alimentos e medicamentos: 34%
- Indústria automobilística e de transportes: 21%
- Construção civil: 17%
- Cabos e componentes elétricos: 9%
- Bens duráveis: 8%
- Indústria de equipamentos e maquinarias: 7%
- Outros: 4%

Um dos motivos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes como materiais de construção mecânica, é o fato de o alumínio poder combinar-se com a maioria dos metais de engenharia – os quais são os elementos de liga. Por isso, é importante conhecer as vantagens e limitações de cada elemento bem como a quantidade em peso na matriz de alumínio (ABAL, 2005). Ainda conforme a ASM Handbook, (1993), as principais combinações das ligas tratáveis, de matriz alumínio são: cobre, magnésio, silício, manganês e zinco. A Figura 1.1 apresenta um esquema de combinações de materiais de engenharia, considerando as principais ligas binárias, ternárias e quaternárias com estes elementos:

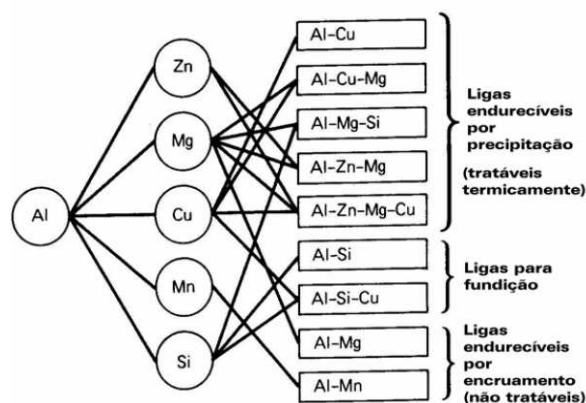


Figura 1.1 - Combinação das principais ligas de alumínio (ASM Handbook, 1993).

O alumínio e suas ligas são classificados, obedecendo a norma brasileira NBR 6834:2000 da ABNT. Esta norma abrange sistemas de classificação das ligas trabalháveis e de fundição, sendo estas divididas em peças, lingotes e de alumínio primário.

Embora sejam muitas as aplicações da liga alumínio-cobre (GAVGALI & AKSAKAL, 1998; ZOQUI & ROBERT, 1998; ABIS et. al, 2001; ZHIQIANG et. al,

2002; FERREIRA et. al, 2003), pouco se domina de suas propriedades mecânicas e morfológicas pós solubilização e envelhecimento, principalmente com baixos níveis de soluto, em estrutura bruta de fundição, o que torna a bibliografia em nível de pesquisa escassa. Por isso a relevância deste trabalho.

A liga fundida de alumínio-cobre possui uma peculiaridade importante em sua natureza mecânica: o endurecimento por precipitação após solubilização e envelhecimento, ou seja, é uma liga tratável termicamente. Assim sendo, o tempo se torna uma variável importante nas transformações das propriedades deste material, pois o cobre encontrar-se-á em processo de difusão atômica, seguindo as leis de Fick. Apesar de ser material de liga binária e não-ferroso, esta liga possui transformações de fases tão complexas quanto ao do ferro-carbono. Suas aplicações na engenharia de materiais estão limitadas a um baixo percentual de cobre na matriz de alumínio, o que de certa forma facilita a compreensão das fases nesta região (MURRAY, 1985).

A solidificação e conseqüentes precipitações intermediárias ao processo podem ocorrer através de sucessivas etapas coerentes ou não com a estrutura cristalina da matriz, até ser constituída a fase estável – Al_2Cu , com estrutura tetragonal, totalmente incoerente com a estrutura base cúbica de face centrada não alotrópica (ABAL, 2005).

Poucas informações são observadas na literatura correlacionando o teor de cobre (soluto) e sua influência em tratamentos térmicos típicos de ligas alumínio-cobre, tampouco as variáveis tais como tempo de tratamento, bem como temperaturas utilizadas.

Sendo assim, para o presente trabalho dividiu-se o texto de acordo com os capítulos que seguem. No capítulo 2, será apresentado o objetivo deste trabalho e a finalidade do mesmo, considerando parâmetros pré-estabelecidos. No capítulo 3, será analisada de forma mais profunda a revisão bibliográfica e os elementos teóricos e matemáticos que darão base às análises experimentais. No capítulo 4, os materiais e métodos utilizados, ou seja, a preparação das amostras e instrumentos

necessários aos experimentos. No capítulo 5, serão avaliados os resultados e as discussões dos experimentos, associando estes à bibliografia apresentada. No capítulo 6, serão apresentadas as conclusões deste trabalho e por fim, no capítulo 7, as propostas para futuros trabalhos vinculadas a este tema tão abrangente que certamente abre portas para novos desafios.

2. OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo a obtenção de ligas de Al-Cu (série 2xx.x), com dois diferentes teores de cobre (2,5% e 3,5% em massa), solidificadas controladamente, e a realização de análise das respostas às condições de solubilização e envelhecimento artificial com diferentes tempos e temperaturas, obtendo correlações entre a estrutura bruta de solidificação, composição química, dureza e os tratamentos térmicos posteriores.

2.1. Objetivos Específicos

Os principais objetivos específicos são:

- Obtenção de dias ligas do sistema Al-Cu com diferentes teores de cobre solidificadas unidirecionalmente;
- Determinação dos principais parâmetros de solidificação como velocidade de solidificação (V_L), gradientes térmicos (G_L) e taxas de resfriamento (T_L);
- Levantamento dos parâmetros estruturais como transição colunar-equiaxial (TCE) e espaçamentos dendríticos secundários (EDS);
- Análise da influência do teor de cobre nos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial;
- Obtenção de correlações entre os parâmetros de solidificação, características estruturais e tratamentos térmicos.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A maioria das ligas de alumínio contendo diferentes elementos de liga podem ser endurecidas por precipitação a partir de tratamentos térmicos. A bibliografia indica a solubilização, além dos processos de envelhecimento natural ou artificial. As mais estudadas são as ligas de alumínio-cobre – os duralumínios da série 2 XX.0.

Para ligas de alumínio fundidas o sistema utilizado para nomenclatura é o mesmo das séries das ligas trabalháveis, porém utiliza-se o ponto antes do último dígito indicando características do processo. A peça fundida adquire propriedades diferentes das trabalhadas, portanto possuem características inerentes a sua fundição, de acordo com os critérios de qualidade (ABAL, 2005).

As principais ligas para fundição são:

- Série 1XX.X : alumínio não ligado, com pureza de no mínimo 99,0% de alumínio (comercialmente puro).
- Série 2 XX.X: este tipo de liga possui o cobre como componente majoritário (Al-Cu), mas outro componente da liga pode ser especificado.
- Série 3 XX.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 4 XX.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 5 XX.X: possuem o magnésio como componente principal (Al-Mg).
- Série 6 XX.X: não são utilizadas comercialmente.
- Série 7 XX.X: possui como componente principal o zinco (Al-Zn) , com adição de cobre, magnésio, cromo, manganês, ou combinação destes elementos na liga.
- Série 8 XX.X: possui como elemento principal da liga o estanho (Al-Sn).

As principais ligas de alumínio contendo cobre como elemento de liga dominante da série 2 XX.X tratáveis termicamente são apresentadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1. Limites de composição química da liga e demais elementos para algumas ligas nominais de Al-Cu em % em massa para ligas fundidas (ASM Handbook, v2).

Liga	Cu	Mg	Si	Fe	Zn	Outros	Alumínio
201.0	4,6	0,35	0,1	0,15	-	0,7 Ag; 0,35 Mn	Restante
202.0	4,6	0,35	0,1	0,15	-	0,7 Ag; 0,4 Cr; 0,5 Mn	Restante
203.0	5	0,1	0,3	0,5	-	1,5 Ni; 0,25 Mn; 0,25 Sb; 0,25 Co; 0,20 Zr; 0,20 Ti	Restante
204.0	4,6	0,25	0,2	0,35	-	-	Restante
206.0	4,6	0,25	0,1	0,15	-	0,35 Mn	Restante
208.0	4	0,1	3	1,2	1	-	Restante
213.0	7	0,1	2	1,2	2,5	-	Restante
222.0	10	0,25	2	1,5	0,8	-	Restante
224.0	5	-	0,06	0,1	-	0,35 Mn; 0,1 V; 0,2 Zr	Restante
238.0	10	0,25	4	1,5	1,5	-	Restante
240.0	8	6	0,5	0,5	-	0,5 Mn; 0,5 Ni	Restante
242.0	4	1,5	0,7	1	0,35	2,0 Ni	Restante
243.0	4	2	0,35	0,4	-	0,3 Mn; 2,1 Ni; 0,3 Cr	Restante
249.0	4,2	0,4	0,05	0,1	3	0,4 Mn	Restante
295.0	4,5	-	1,1	1	-	-	Restante

3.1. Solubilização e Envelhecimento das Ligas de Alumínio-Cobre

A solubilização é um processo térmico cuja finalidade é dissolver a fase endurecedora da liga – neste caso a fase θ , (Al_2Cu). De maneira genérica, o processo consiste em aquecer a liga até o campo monofásico alfa em temperatura logo acima da linha *solvus*, mantendo a liga em tempo determinado, para que todos os precipitados sejam dissolvidos, obtendo assim, uma solução homogênea.

A precipitação ocorre em temperatura intermediária, na qual o processo de difusão precipita a fase dura, invertendo, portanto, o processo de solubilização, formando as fases endurecedoras *Thetas* (θ) iniciais até a condição estável a temperatura ambiente. A velocidade da precipitação varia com a temperatura. Em

temperaturas muito baixas é necessário longo período de tempo para completar o processo de precipitação, pois a velocidade de difusão é pequena. Assim, a taxa de nucleação é controlada pela velocidade em que os núcleos se formam (GARCIA, 2011).

3.1.1. Solubilização das Ligas Al-Cu

O processo de solubilização consiste em elevar a temperatura da liga acima da temperatura de solubilização, manter o material nesta temperatura em tempo suficiente para a dissolução do soluto na matriz e, posteriormente, resfriá-la rapidamente para que a estrutura se homogeneíze e permaneça de maneira estática nesta condição, até que novamente a precipitação das fases θ ocorram, reiniciando o processo de envelhecimento natural, ou artificial (GARCIA, 2011).

O objetivo do tratamento de solubilização é dissolver em solução sólida a maior quantidade possível de átomos de soluto, como cobre, magnésio, silício ou zinco, na matriz rica em alumínio. 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 consequências do superaquecimento e da fusão parcial sejam evitadas. A liga AA2014 – com limite de 5,0% de cobre e traços de manganês, apresenta essa característica, ao contrário da liga 7029 com zinco de base, 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 (MANDOLFO, 2000).

Fenômenos nocivos que podem ocorrer durante a solubilização em ligas encruadas é o crescimento excessivo de grãos, tanto mais significativos quanto mais elevadas as temperaturas e mais longos os tempos de solubilização. Outra consequência negativa de elevadas temperaturas de solubilização é a oxidação em altas temperaturas, principalmente se a atmosfera do forno estiver contaminada com umidade ou enxofre (MANDOLFO, 2000).

Na Figura 3.1 indicam-se as diferenças de tamanhos de grãos conforme a temperatura de solubilização para uma liga de alumínio com 5% de cobre, durante 2 horas, estudada por JANG et al. (2013) Foi observado que conforme a temperatura de solubilização aumentava, o tamanho de grão também crescia. Sob temperatura de 530°C a média de tamanho de grão foi de 108,1 μm . Em contrapartida, para a temperatura de 520°C, o tamanho de grão foi de 96,4 μm (JANG, 2013).

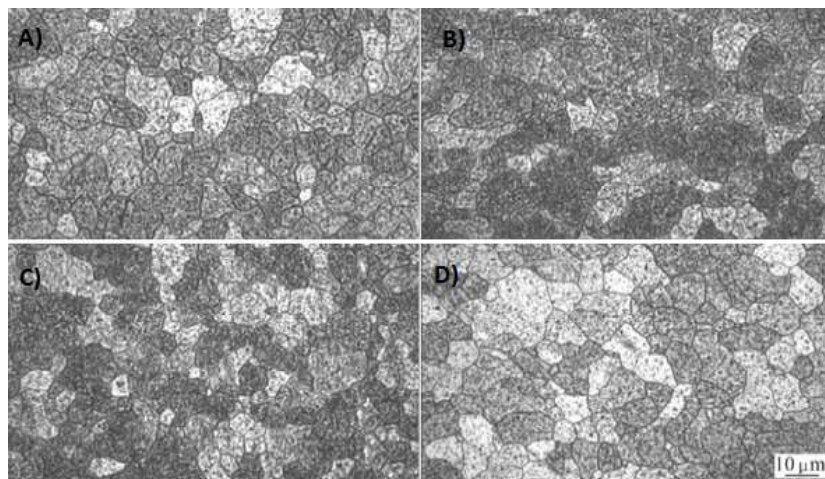


Figura 3.1 – Microscopia óptica da liga AA 2011 (5%Cu) com diferentes temperaturas de solubilização, sendo: A) 515°C, B) 520°C, C) 525°C e D) 530°C (JANG et. al, 2013).

Neste mesmo estudo, foram comparadas as durezas após envelhecimento em função das temperaturas utilizadas, onde observa-se o maior nível de dureza à 525°C, conforme é mostrado na Figura 3.2.

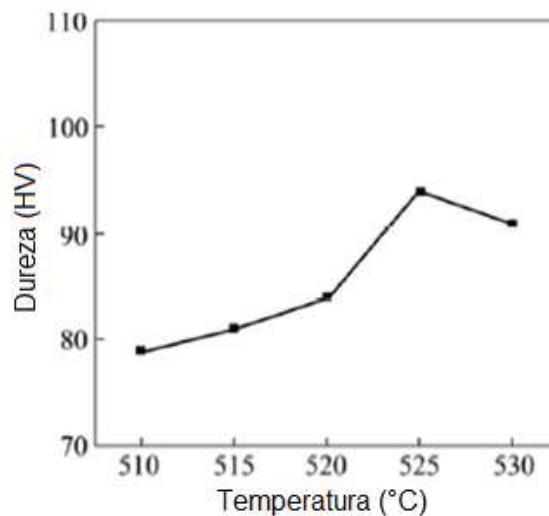


Figura 3.2 – Evolução da dureza (HV) em função da temperatura de solubilização durante 2 horas, para uma liga Al-5%Cu (Adaptado de JANG, 2013).

O resfriamento rápido que se segue após a solubilização é uma etapa crítica do tratamento, porque é fundamental para manter à temperatura ambiente 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 (endurecimento por precipitação). 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 (GARCIA, 2011).

Na Figura 3.3 representa-se o processo de solubilização para uma liga Al-4,5%Cu.

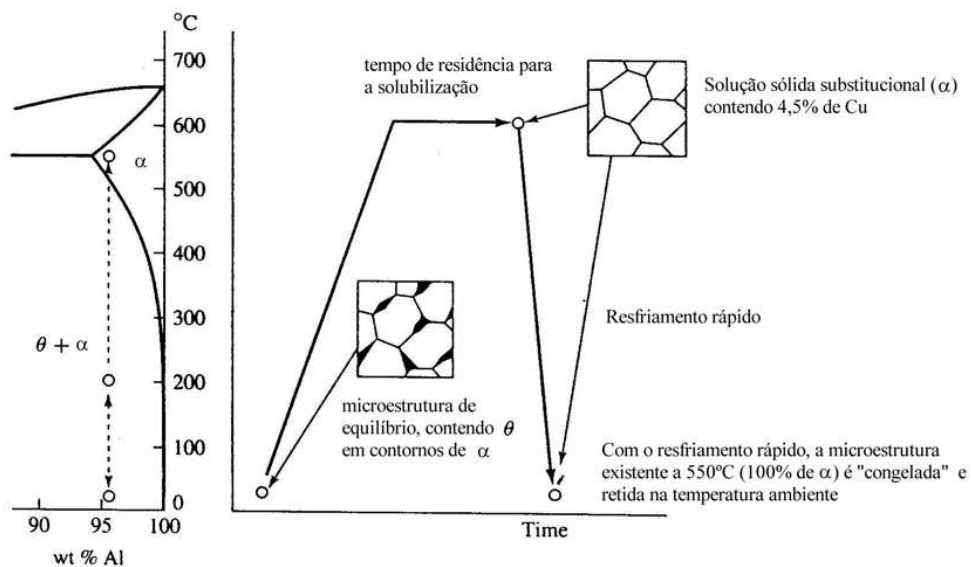


Figura 3.3 – Representação do processo de solubilização da liga Al-4,5%Cu (GARCIA, 2011).

3.2. Precipitação de Fases nas Ligas Al-Cu

As ligas de alumínio-cobre que podem ser tratadas são aquelas que contêm um teor de cobre abaixo de 5,65% em massa. A Figura 3.4 mostra de forma parcial o diagrama de fases da liga Al-Cu.

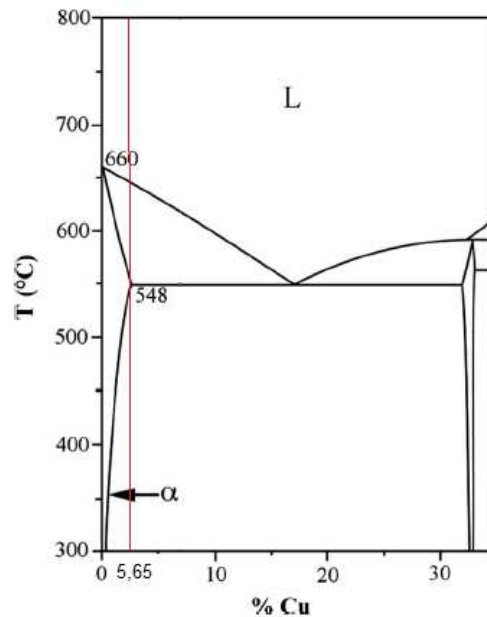


Figura 3.4 – Diagrama de fases parcial da liga Al-Cu, com destaque para a máxima solubilização do cobre do alumínio (Adaptado de MCKEOWN, 2014).

A precipitação pode ocorrer através de sucessivas etapas, que levam a uma série de precipitados intermediários metaestáveis coerentes ou semi-coerentes com a estrutura cristalina da matriz, até ser constituído o precipitado da fase estável totalmente incoerente com a matriz. A ocorrência dessas etapas depende da composição da liga e da temperatura de precipitação (MANDOLFO, 2000).

Uma interface coerente ocorre quando dois cristais se encaixam perfeitamente no plano interfacial, de maneira que as redes sejam contínuas através da interface. Isto só pode ser obtido se o plano interfacial tiver a mesma configuração atômica em ambas as fases, o que requer que os cristais estejam orientados de forma especial um em relação ao outro. Em uma interface perfeitamente coerente, o desajuste atômico é acomodado pela distorção elástica das redes. Quando a distância entre os átomos na interface não é idêntica, ainda é possível manter a coerência alargando o espaçamento atômico. O resultado da distorção das redes é conhecido como deformação de coerência (GARCIA, 2011).

As interfaces semi-coerentes ocorrem para altos valores de desajuste atômico ou de área interfacial, o que torna energeticamente mais favorável à criação de discordâncias para acomodar o desajuste na interface do que o aumento de

deformação elástica na rede. O desajuste atômico entre duas redes pode ser acomodado por um arranjo de discordâncias que geralmente ocorre em duas dimensões, e as tensões de coerência podem ser aliviadas caso a interface possua dois arranjos não paralelos (GARCIA 2011).

Já os precipitados incoerentes não têm os planos ajustados e não se identificam com os reticulados da matriz, havendo um destacamento visível desta não interação, formando espaços vazios entre os planos.

Na Figura 3.5 exemplifica-se graficamente o arranjo dos precipitados coerentes e incoerentes.

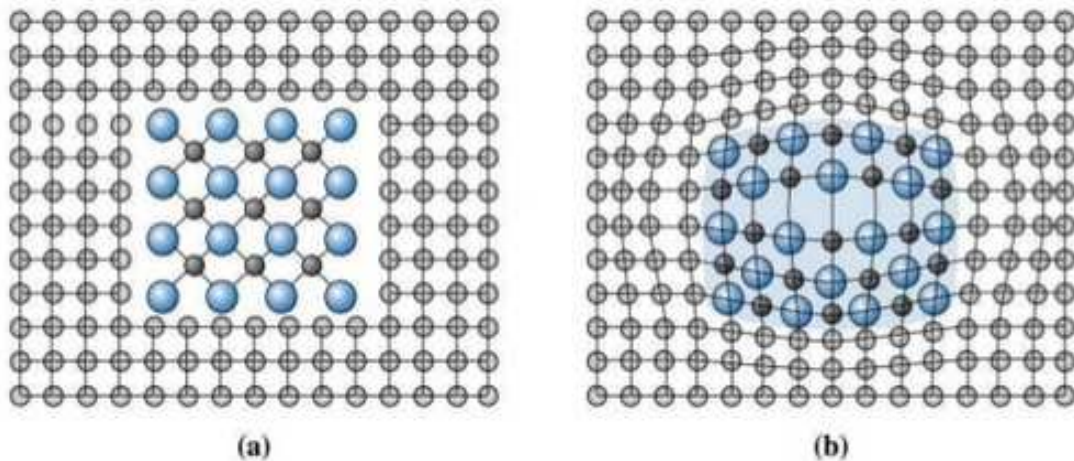


Figura 3.5 – Diagrama representativo de precipitados: (a) incoerentes e (b) coerentes com a estrutura da matriz (ASKELAND, 2015).

Em ligas Al-Cu, os precipitados ocorrem de maneira sequencial. Inicialmente são formados precipitados constituídos de placas finas de cobre, com a extensão de alguns poucos átomos, totalmente coerentes com a matriz de alumínio (Figura 3.6), e que só podem ser detectadas através do uso de técnicas de raios-x e com microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução. Esses precipitados (“*Clusters*”) são denominados zonas de *Guinier-Preston* ou “GP-1” e provocam o início de um leve endurecimento da liga. No entanto ainda muito pequenas para garantir um endurecimento substancial, uma vez que podem ser facilmente cisalhadas pelas discordâncias em movimento (GARCIA, 2001).

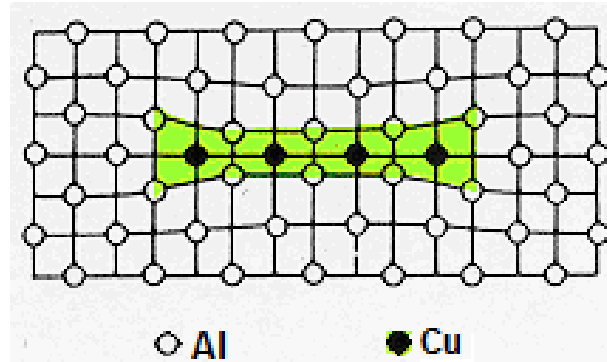


Figura 3.6 – Zona inicial GP-1 de forma lamelar, que provoca o início do endurecimento da liga Al_2Cu (ASHBY & JONES, 2005).

Com os primeiros precipitados, há um crescimento dos aglomerados e, a partir deste momento, são formados os precipitados *Theta''*, ou representados por θ'' , ou ainda GP-2, já contendo átomos de cobre e alumínio. Formam-se precipitados metaestáveis, inicialmente coerentes e posteriormente semi-coerentes. 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 mais o material. A partir dos precipitados GP-2, são formados os precipitados *Theta'* ou θ' com estrutura cristalina tetragonal semelhante aos precipitados de equilíbrio, mas com parâmetros de rede diferentes tendendo a ser incoerentes com a matriz de alumínio. Em relação ao precipitado θ'' da etapa anterior, os mesmos começam a provocar o início da diminuição da resistência mecânica alcançada, mas em relação ao precipitado de equilíbrio conferem uma resistência mecânica alta. Finalmente há a formação do precipitado de equilíbrio θ ou Al_2Cu (estável) com estrutura tetragonal, totalmente incoerente com a matriz de alumínio, que tende a formar precipitados grosseiros que levam ao superenvelhecimento. Esta é a última etapa do processo de envelhecimento (GARCIA 2011).

Na prática, as ligas de alumínio para serem utilizadas endurecidas por precipitação em geral são mais complexas, apresentando, além do cobre, muitos outros elementos de liga como o magnésio, por exemplo. Assim, não são disponíveis diagramas de fase e os dados para o tratamento devem ser obtidos em tabelas práticas para cada composição. O Volume 2 do livro *Metals Handbook*, publicado pela "American Society for Metals", apresenta algumas dessas tabelas,

diagramas e informações práticas sobre as condições de tratamentos de solubilização e envelhecimento para diferentes ligas metálicas.

Em outras palavras, portanto, pode-se escrever o fluxograma da cinética de transformações de fase do envelhecimento da liga Al-Cu em 5 etapas, conforme a sequência de precipitação da Figura 3.7.

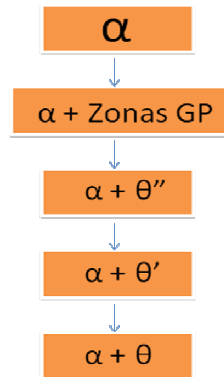


Figura 3.7 – Sequência das precipitações das fases em liga Al-Cu (Autoria própria).

Tratando-se da forma da estrutura, o precipitado θ'' compreende a forma tetragonal de face centrada. Já a estrutura θ' é tetragonal de face centrada, porém semi-coerente com a matriz em alguns planos cristalográficos, pois ainda coexiste durante algum intervalo de tempo com a fase θ'' . A fase θ é totalmente incoerente com a matriz – que forma os precipitados de equilíbrio termodinâmico – Al_2Cu .

3.2.1. Envelhecimento das Ligas Al-Cu

O envelhecimento tem como objetivo a precipitação controlada da fase endurecedora na matriz previamente solubilizada. A temperatura e o tempo de envelhecimento determinam a mobilidade dos átomos de cobre, que tendem a formar a fase θ .

O endurecimento por precipitação obtido pelo tratamento de envelhecimento artificial, é um tratamento térmico bastante utilizado em ligas não-ferrosas onde são formadas pequenas partículas de segunda fase, ou seja, precipitados que melhoram a resistência do material. A razão para o interesse em sistema de ligas que apresentam precipitação de fases é justificada, principalmente, pela superioridade

das propriedades mecânicas que estas ligas podem obter através de tratamentos. Historicamente, o fenômeno de envelhecimento foi observado pela primeira vez em 1906 em uma liga Al-Cu-Mg cuja dureza aumentava com o tempo, na temperatura ambiente, pelo alemão Alfred Vilm (ABAL,2005). Em 1919 Merick, Scott e Valtenberg relacionaram o aumento da dureza do duralumínio com a mudança de solubilidade do composto Al_2Cu na liga. A partir da década de 30, com o advento da microscopia eletrônica e com o uso do raio-X, o envelhecimento de ligas à base de alumínio obteve significativa importância em processos industriais (REIS, 2009).

O efeito da precipitação é bastante acelerado mediante aquecimento em temperaturas da ordem de 95°C a 205°C, muito inferiores à temperatura *solvus* (acima da qual ocorre a solubilização dos átomos de cobre), porém suficientes para a obtenção de energia térmica necessária para a difusão dos átomos de cobre que permite a formação dos precipitados endurecedores. Entretanto, o máximo de dureza atingido por uma liga através de tratamento térmico também corresponde a uma considerável queda de ductilidade e tenacidade. Por outro lado, o superenvelhecimento, resultante do prolongamento do envelhecimento por longos períodos ou envelhecimento em altas temperaturas, provoca queda de dureza, porém simultaneamente aumento de ductilidade e tenacidade em comparação com a condição de máxima de dureza. Cada tipo (série) de liga de alumínio endurecível por precipitação (séries 2XXX, 6XXX, 7XXX e 8XXX) tem a sua faixa de temperaturas de envelhecimento artificial (em forno), assim como sua faixa de temperaturas de solubilização. 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 resultantes bem mais baixos que aqueles decorrentes do envelhecimento artificial (MURRAY, 1985).

Com a progressão do envelhecimento em uma temperatura suficientemente alta (artificial), formam-se precipitados metaestáveis, inicialmente coerentes e posteriormente semi-coerentes com a estrutura matriz de alumínio. Com o aumento do envelhecimento, ocorre a perda total da coerência cristalina havendo uma interface entre o precipitado e a matriz, aliviando as tensões criadas pelas fases *Theta* anteriores, fazendo com que haja o amolecimento do material. Estes

precipitados são por natureza estáveis, muito grandes e estão afastados, deixando espaço para o escorregamento das discordâncias, favorecendo o amolecimento e diminuindo a resistência mecânica. Nas ligas de alumínio tratáveis, o envelhecimento é realizado em temperaturas de até 280°C (dentro do campo $\alpha + \theta$) por um intervalo de tempo precisamente determinado. A combinação temperatura e tempo de envelhecimento determinam as características da dispersão da fase θ . Para uma determinada temperatura existe um tempo “ótimo” em que a dispersão de precipitados é, na maior parte, coerente provocando o endurecimento máximo da liga (REIS, 2009).

Assim como na precipitação, a Figura 3.8 indica as etapas do processo de envelhecimento forçado a temperaturas controladas.

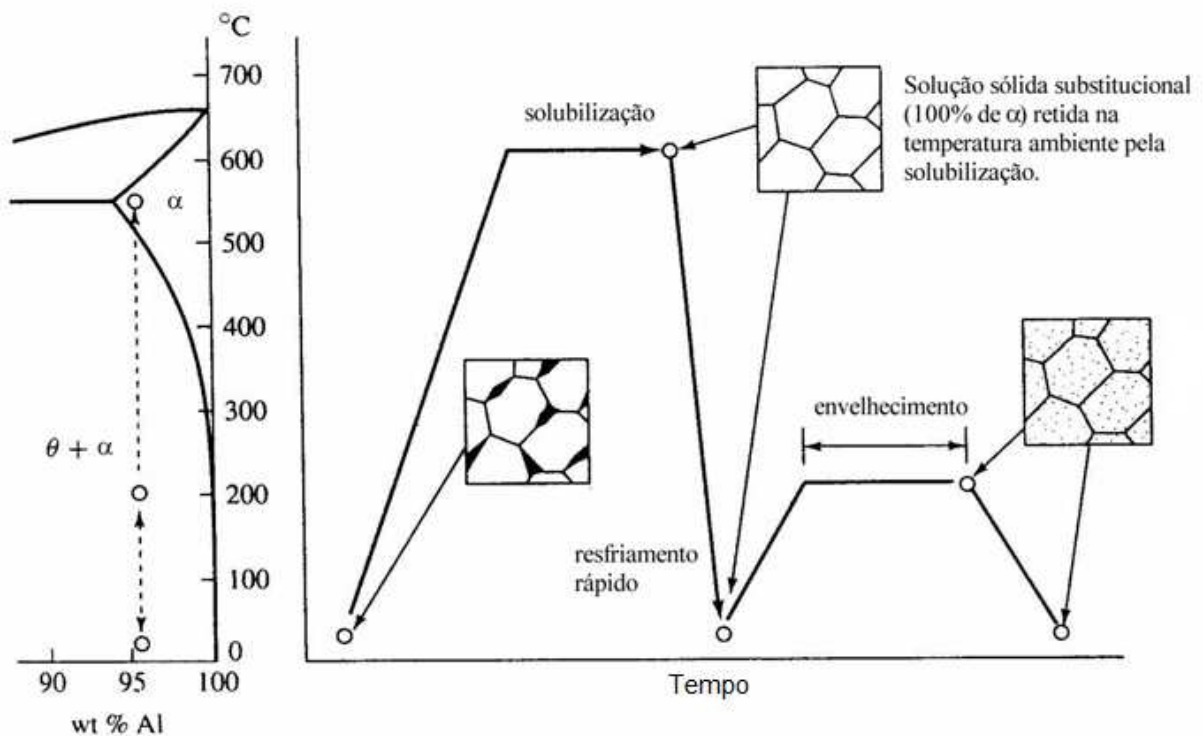


Figura 3.8 – Representação da evolução das precipitações das ligas de Al-4,5%Cu (GARCIA, 2011).

No ASM Handbook, em edição especial de sua coleção “*Aluminium and Aluminium Alloys*”, indica-se graficamente o envelhecimento natural da liga alumínio-cobre para oito percentuais de cobre termicamente tratáveis (duralumínios), até 4,5%Cu, como pode ser observado na Figura 3.9. De fato, nota-se que o

envelhecimento para as ligas com teor de cobre maior sofrem mais variações na dureza em relação ao tempo, que as ligas com menor teor de cobre. As ligas de Al-Cu com até 2% de cobre praticamente não sofrem inclinações representativas, enquanto as ligas a partir de 3% de cobre, rapidamente alteram sua dureza com o passar do tempo, pois precipitam rapidamente conforme sequência das fases, formando o Al_2Cu - fase dura em relação ao alumínio puro.

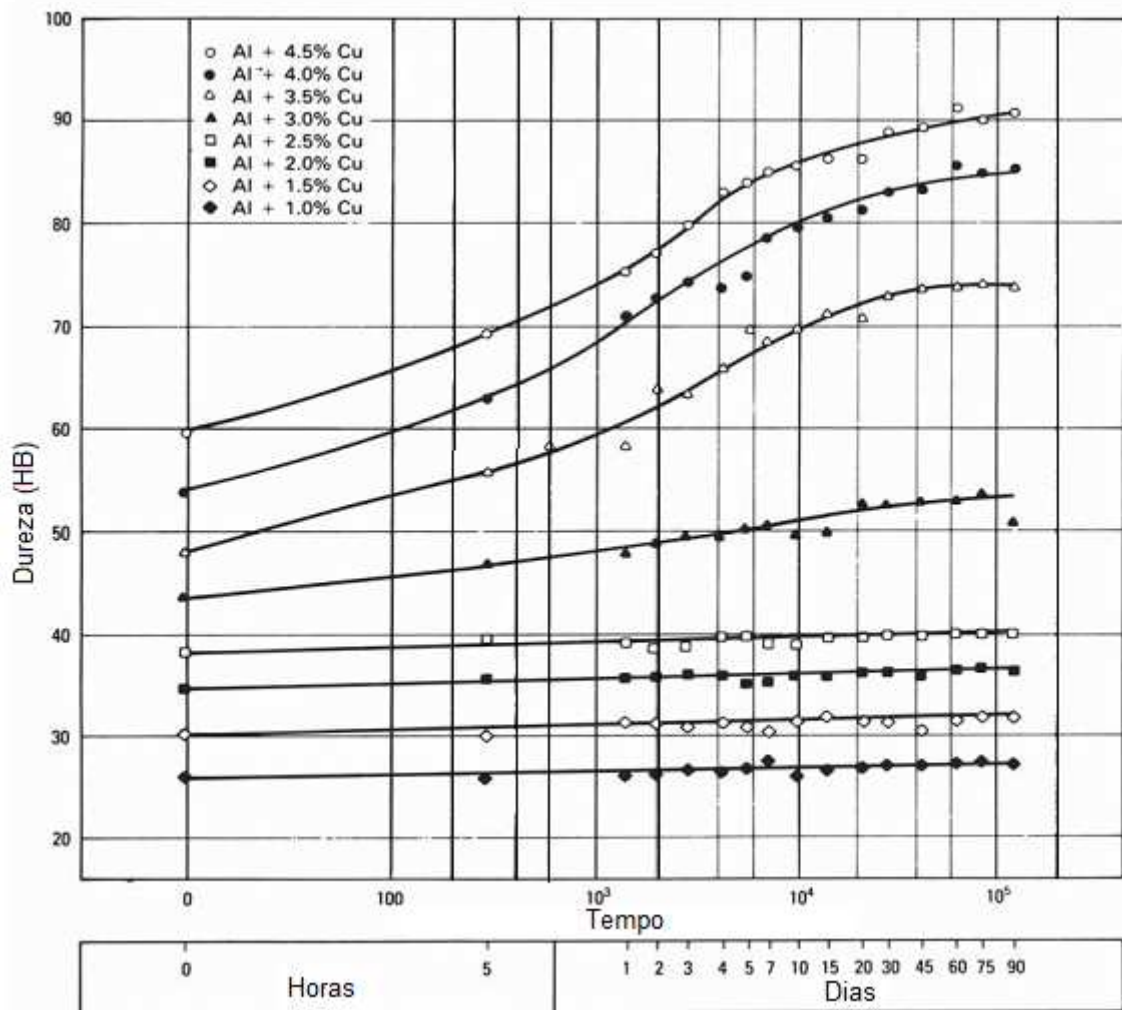


Figura 3.9 – Representação do envelhecimento de oito tipos de ligas Al-Cu variando teor de Cobre. A correlação da dureza (HB) no eixo vertical versus tempo, com material resfriado em água a 100°C e exposto à temperatura ambiente (Adaptado de ALLUMINIUM AND ALUMINIUM ALLOYS, 1993).

A Figura 3.9 mostra o aumento da dureza devido ao envelhecimento natural de ligas de Al-Cu tratáveis. A elevação da dureza é lenta, pois estas amostras não foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento artificial. Por isso, o

gráfico apenas registra zonas de aumento de dureza não tão significativas para ligas com teores de cobre inferior a 2%.

Na Figura 3.10 outros exemplos do efeito do tempo de envelhecimento sobre a dureza do material, com diferentes temperaturas de envelhecimento e destaque das fases GP, θ' e θ'' , são apresentados.

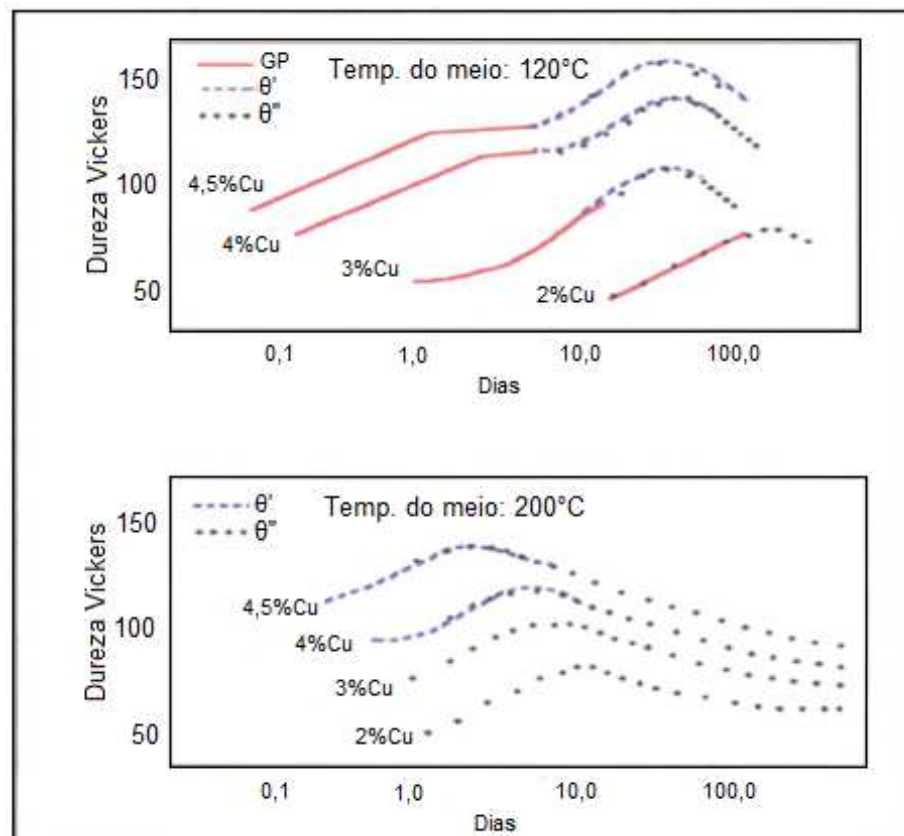


Figura 3.10 – Variação da dureza em função do tempo de envelhecimento, para diferentes teores de cobre – 2%, 3%, 4%, 4,5% em massa. Temperaturas de envelhecimento, ou temperaturas do meio (T_p) em 120°C e 200°C, respectivamente (Adaptado de ABAL, 2005).

Para ROCHA (2002), existe uma tendência natural da ocorrência das curvas de envelhecimento ocasionando o amolecimento do material. Isto se deve à ocorrência da perda total da coerência cristalina. Como já foi discutido, este fenômeno provoca uma interface vazia entre o precipitado e a matriz, aliviando as tensões criadas pelas fases θ (duras), fazendo com que haja o amolecimento do material. Este efeito de declinação brusca da curva poderá ser visto nos diagramas

de envelhecimento artificial do Al-Cu a temperaturas relativamente altas, o que será analisado adiante.

Em casos de envelhecimento artificial, o material é tratado termicamente até uma determinada temperatura, acelerando o processo de pós-precipitação. Neste caso, são reveladas as linhas de superenvelhecimento, como pode ser observado na Figura 3.11. Ligas de Al-Cu com teores de soluto distintos, foram submetidos à temperatura de 150°C durante o tempo indicado no eixo horizontal.

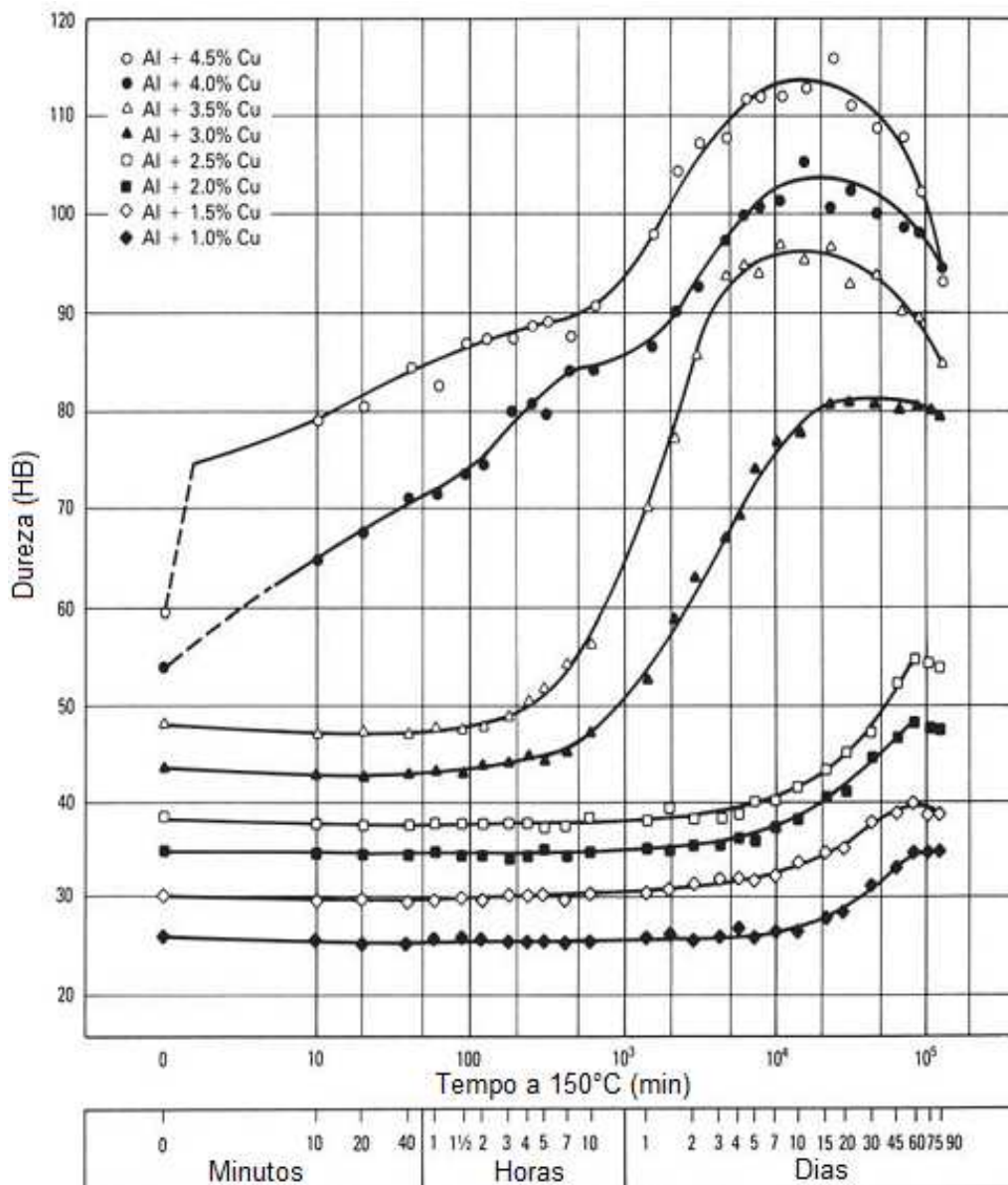


Figura 3.11 - Evolução da dureza e superenvelhecimento de oito tipos de ligas Al-Cu variando teor de cobre. Material submetido a 150°C em forno mufla (Adaptado de ASM HANDBOOK,1993).

Na Tabela 3.2 apresentam-se as temperaturas indicadas para solubilização e envelhecimento forçado para as séries das ligas alumínio-cobre fundido.

Tabela 3.2 Temperaturas de solubilização e envelhecimento artificial para algumas ligas da série 2XX.X e 3.xx.x - Ligas Fundidas (ASM HANDBOOK, v2, 1993).

Liga	T solubilização (°C)	T envelhecimento (°C)
201.0	525-530	155
204.0	530	140-180
206.0	525-530	155
222.0	510	155
295.0	515	155
296.0	510	155
328.0	515	155
333.0	505	155
336.0	515	155
355.0	525	155
356.0	540	155

O Cobre é adicionado ao alumínio para aumentar a sua resistência mecânica, dureza, resistência à fadiga e usinabilidade. Ainda há muito a compreender sobre a influência do cobre em ligas de alumínio, haja vista que as variáveis e os parâmetros são inúmeros, desde o preparo da liga, fusão, solidificação, resfriamento e possíveis tratamentos térmicos. No entanto, é evidente que quanto menor a concentração de soluto na matriz, mais liberdade o cobre terá para solubilizar e menor o tempo necessário para concluir o tratamento. Assim como o tempo, a temperatura é fator importante para aperfeiçoar o processo. A literatura normativa indica temperaturas de solubilização e envelhecimento padrão para cada tipo de liga como é mostrado na Tabela 3.2, porém não indicam-se temperaturas em função do teor de cobre tampouco o tempo indicado. Desta forma, é importante seguir a metodologia e os trabalhos de referência até o momento em que se tenha uma abordagem mais precisa que relacione tempo e temperatura em função do percentual de cobre da liga.

Para VIEIRA (2012), considerando uma liga Al-4,8%Cu, o tratamento de solubilização a 525°C durante 6 horas aumentou a dureza significativamente sob envelhecimento natural, atingindo seu maior valor em 18 dias. Nas condições por

ele estudadas, as temperaturas de envelhecimento superiores a 180°C, aliadas a tempos maiores que 30min causaram superenvelhecimento, reduzindo a dureza da liga previamente solubilizada.

Já para SILVA (2012), as ligas AA 2024 com 4,10%Cu (ver Tabela 3.3), foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização e envelhecidas posteriormente em 1, 4, 8, 12 e 24 horas respectivamente em temperaturas de 190°C e 210°C. SILVA (2012) analisou os resultados em ensaios de impacto Charpy e dureza e constatou que a temperatura de envelhecimento influencia a quantidade de energia absorvida e a dureza. Quanto maior a temperatura de envelhecimento, maior o pico de dureza em menor tempo. A Figura 3.12 mostra como evoluiu a dureza em função do tempo de envelhecimento para as duas temperaturas utilizadas.

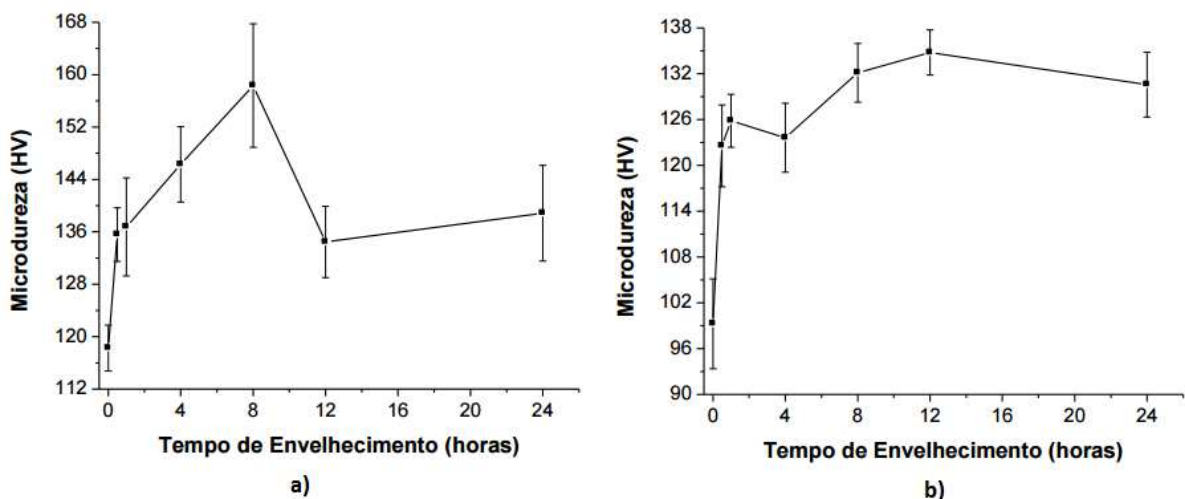


Figura 3.12 – Evolução da dureza (HV) da liga AA 2024 (4%Cu) em função do tempo de envelhecimento a: (a) 210°C, e (b) 190°C (SILVA, 2012).

O estudo de ELGALLAD et.al (2010), para ligas de Al-Cu com teores de soluto efetivos variando de 2% a 2,31% de cobre, solubilizadas a 495°C durante 8 horas e posteriormente envelhecidas artificialmente, mostrou que os maiores níveis de dureza ocorreram após 2 horas de tratamento, utilizando temperaturas de 180°C e 220°C, conforme mostra a Figura 3.13.

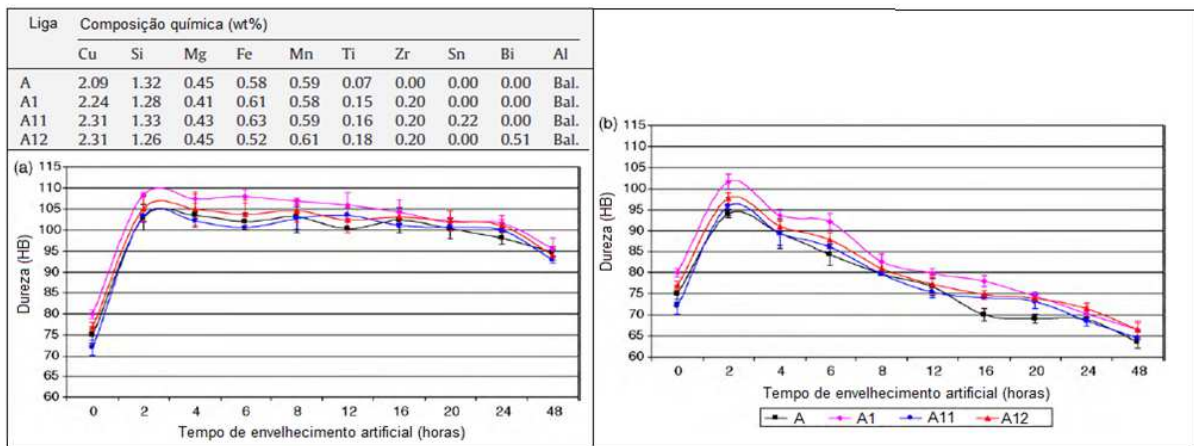


Figura 3.13 – Evolução da dureza para quatro ligas Al-Cu, envelhecidas artificialmente entre 0 e 48h: (a) 180°C, e (b) 220°C (Adaptado de ELGALLAD et. al, 2010).

O experimento de JANG et. al (2013), além de indicar os resultados de dureza para solubilização, também mostrou que, para ligas de alumínio com 5% de cobre, os picos de dureza para temperaturas variando de 160°C e 190°C atingiu seu máximo em 8 horas de envelhecimento artificial. É observado também a formação dos precipitados θ' para o experimento a 180°C a 8 horas de tratamento térmico, como é observado na Figura 3.14.

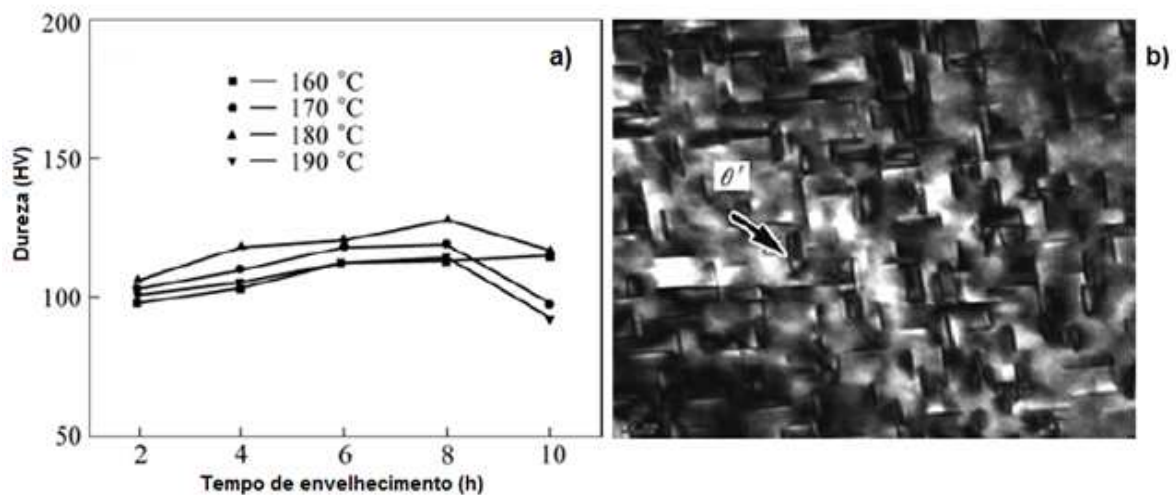


Figura 3.14 – Evolução da dureza para a liga Al-Cu5% em quatro temperaturas distintas (a) e a formação dos precipitados θ' por microscopia eletrônica de transmissão (Adaptado de JANG, 2013).

O estudo realizado por FU et. al (2014), mostrou que o pico de dureza para a liga Al-Cu5%, submetida a 453K (180°C), ocorreu a 6h do tratamento térmico de envelhecimento artificial. O estudo também mostrou a evolução da fase θ'' neste ponto de máxima dureza, como mostrado na Figura 3.15.

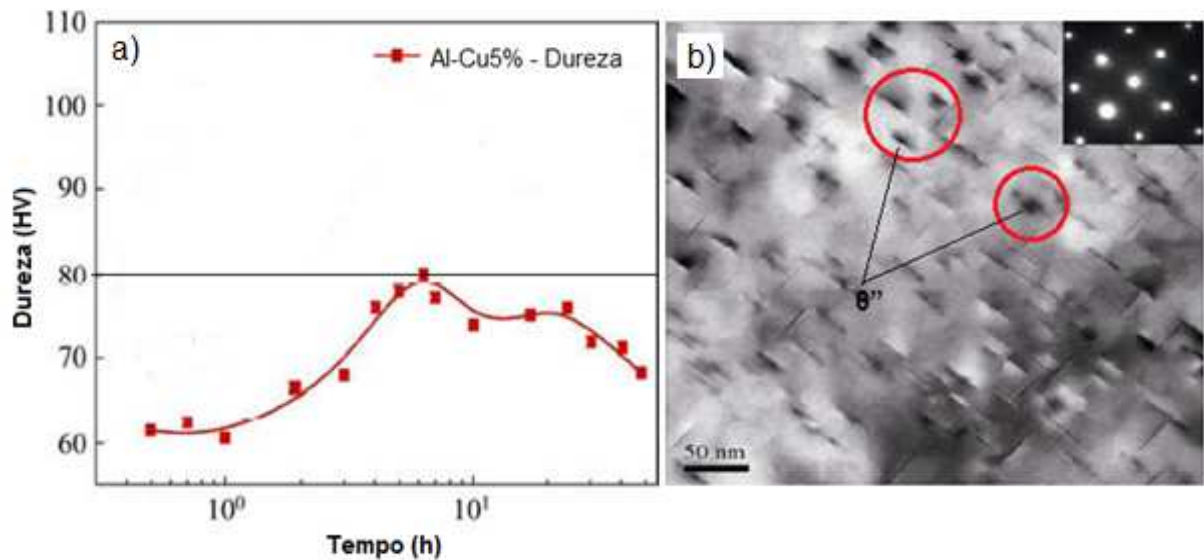


Figura 3.15 – Evolução da dureza em função do tempo de tratamento térmico de envelhecimento a 180°C, para: (a) liga Al-Cu5%, e (b) destaque da fase θ'' obtida através de microscopia eletrônica de transmissão (Adaptado de FU, et. al 2014).

Na Tabela 3.3 mostra-se a comparação dos parâmetros e resultados obtidos em relação aos tratamentos térmicos de envelhecimento artificial, relacionando-os com os tempos e temperaturas utilizados onde é atingido o pico máximo de dureza.

Tabela 3.3. Tabela comparativa dos resultados e parâmetros dos três estudos indicados.

Estudo	Teor de Cobre	Temperatura de Envelhecimento	Tempo de pico de dureza
SILVA (2012)	4,10%	190°C e 210°C	8h (210°C) e 12h (190°)
ELGALLAD (2010)	2,09%	180°C e 220°C	2h
	2,24%		
	2,31%		
	2,31%		
JANG (2013)	5%	160°C, 170°C, 180°C, 190°C	8h (180°C)
FU (2014)	5%	180°C	6h

3.3. Solidificação e a Formação das Estruturas Fundidas

3.3.1. Formação Macroestrutural e Cinética de Solidificação

A evolução do processo de solidificação depende em uma primeira instância da composição química do material, assim um sólido cristalino puro apresenta uma temperatura de fusão/solidificação única, sendo que acima da temperatura de fusão, a energia livre do sólido é tão mais elevada do que a do líquido, que é mais estável. Abaixo da temperatura de fusão é o sólido que apresenta menor energia livre. No caso de ligas metálicas a solidificação ocorre em uma faixa de temperaturas que depende da composição específica da liga em estudo. Em qualquer um dos casos, durante o processo de resfriamento, o líquido não se transforma instantaneamente em sólido ao atingir T_f . É necessário certo grau de super-resfriamento para que se forme o núcleo cristalino. Poros e bolhas, devido à contração térmica, também podem nuclear e crescer à medida que o metal solidifica, gerando defeitos no produto final (ROSA, 2004).

Tão importante como entender os fenômenos de precipitação, solubilização e envelhecimento das ligas de alumínio-cobre, é compreender o processo de formação estrutural na solidificação em um processo controlado. O crescimento dos grãos bem como sua forma e direcionalidade são características importantes no processo de solidificação. A Figura 3.16 mostra as curvas de solidificação para uma liga Al-4%Cu, com resfriamento a ar forçado em 30 l/min.

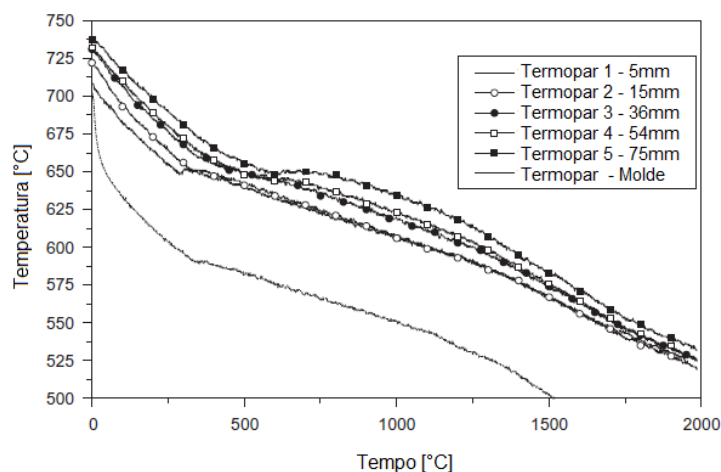


Figura 3.16. Curvas de resfriamento para a liga Al-4%Cu (REIS, 2009).

SPINELLI (2004) iniciou a solidificação da liga Al-5%Cu em aproximadamente 657°C como mostra a Figura 3.17.

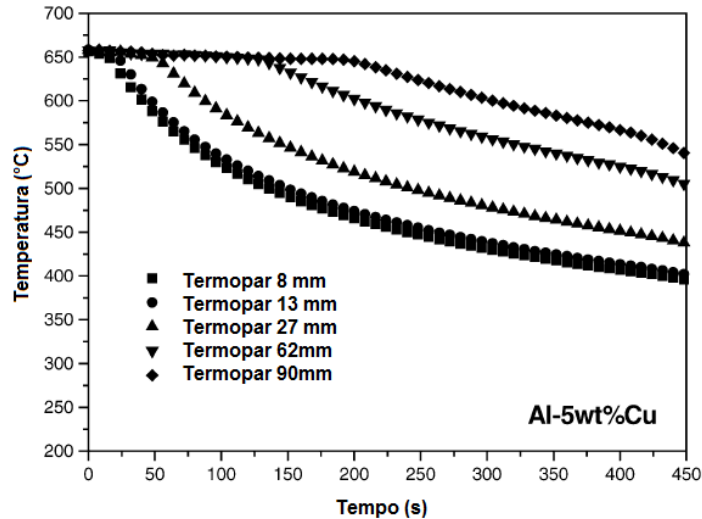


Figura 3.17. Curvas de resfriamento controladas, para a liga Al-5%Cu, sob resfriamento forçado (SPINELLI, 2004).

A partir das curvas de resfriamento, são obtidas importantes características como tempo de solidificação, taxa de resfriamento, e velocidade de solidificação.

ROSA (2004) mostrou que o tempo de solidificação para a liga Al-5%Cu é quase linear em relação à posição do termopar, como mostrado na Figura 3.18. No entanto, a equação é exponencial.

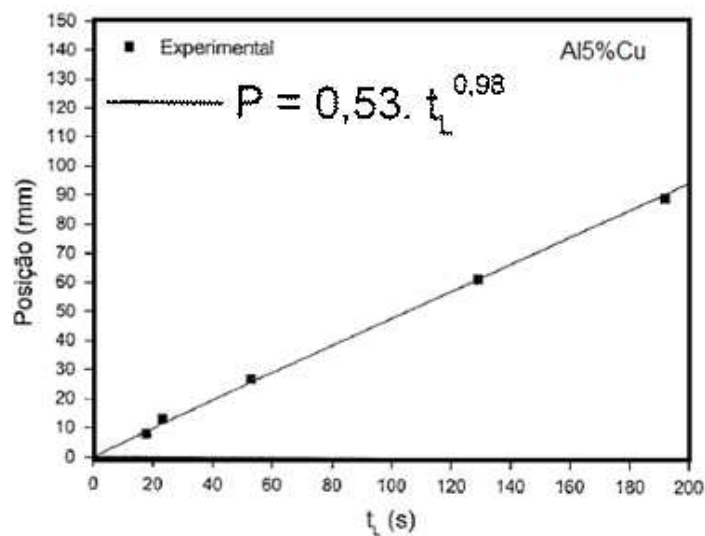


Figura 3.18. Tempo de solidificação, indicando a solidificação da passagem da isoterma liquidus para uma liga Al-5%Cu, resfriado a água (ROSA, 2004).

A taxa de resfriamento é o avanço do resfriamento do material em função do tempo, para cada termopar. A Figura 3.19 mostra a taxa de resfriamento para a liga Al-3%Cu e Al-8%Cu, segundo o estudo de SPINELLI (2004).

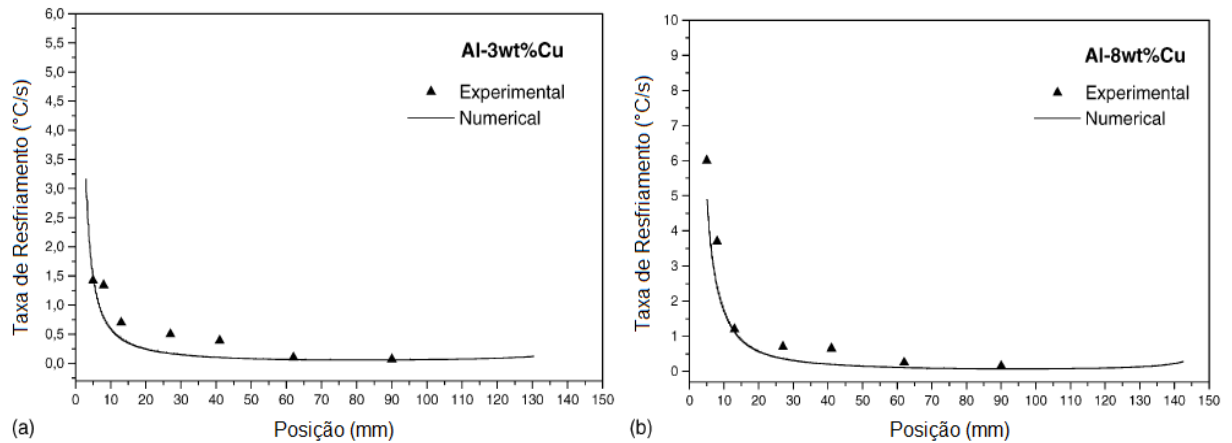


Figura 3.19. Gradiente térmico a partir da solidificação unidirecional controlada de: (a) Al-3%Cu, e (b) Al-8%Cu, em função da posição do lingote. Resfriamento forçado com água a 0,25 l/min (Adaptado de SPINELLI, 2004).

Este mesmo estudo mostrou as velocidades de solidificação para as ligas Al-Cu3% e Al-Cu8% para as mesmas condições apresentadas, como mostra a Figura 3.20.

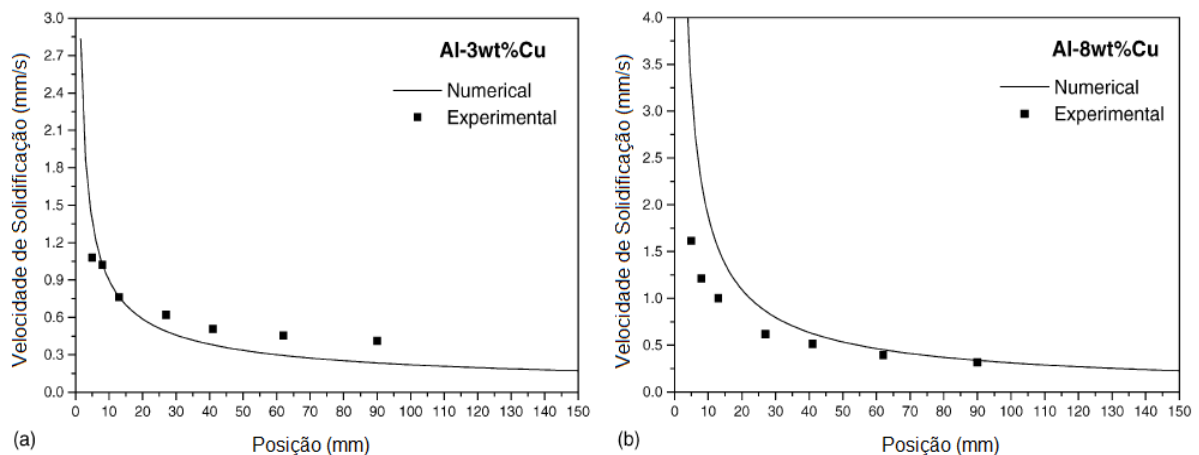


Figura 3.20. Velocidade de solidificação a partir da solidificação unidirecional controlada de: (a) Al-3%Cu, e (b) Al-8%Cu, em função da posição do lingote. Resfriamento forçado com água a 0,25 l/min (Adaptado de SPINELLI, 2004).

Tais parâmetros implicam na obtenção de estruturas com propriedades mecânicas distintas. Os grãos que são revelados na estrutura da peça ou do lingote podem ter diferentes tamanhos dependendo das taxas de extração de calor e gradientes térmicos em cada momento da solidificação. Em resumo, as regiões formadas no processo de solidificação em molde são as seguintes:

Zona coquilhada: região de pequenos grãos com orientação cristalina aleatória, situada na parede do molde. Próximo à parede existe maior taxa de extração de calor e, portanto, elevada taxa de resfriamento, que favorece a formação destes grãos. Os grãos da zona coquilhada tendem a crescer na direção oposta à da extração de calor. Porém algumas direções cristalinas apresentam maior velocidade de crescimento que outras (GARCIA, 2011).

Zona Colunar: região de grãos alongados, orientados na direção de extração de calor. Os grãos da zona coquilhada que possuem as direções cristalinas de maiores velocidades de crescimento alinhadas com a direção de extração de calor, apresentam aceleração de crescimento. Esta aceleração gera grãos alongados que compõem a zona colunar, situada na posição intermediária entre a parede e o centro do molde (GARCIA, 2011).

Zona Equiaxial: região de pequenos grãos formados no centro do molde como resultado da nucleação de cristais ou da migração de fragmentos de grãos colunares (arrastados para o centro por correntes de convecção no líquido). Nesta região os grãos tendem a ser pequenos, equiaxiais e de orientação cristalina aleatória. A Figura 3.21 representa a vista de topo das zonas mencionadas (GARCIA, 2011).

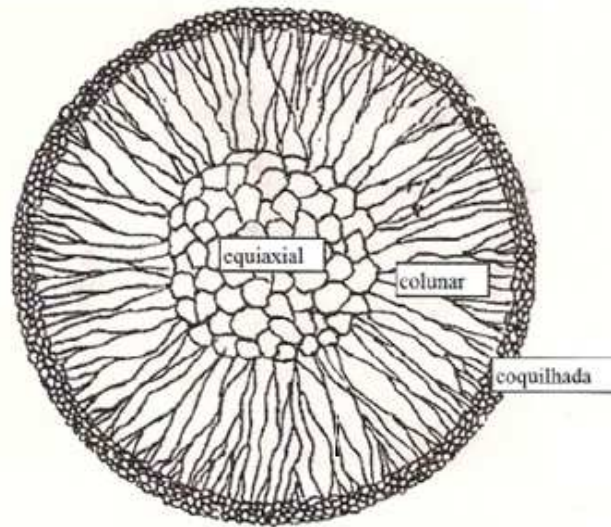


Figura 3.21. Vista de topo da estrutura de um lingote – estrutura bruta de fundição, mostrando as zonas coquilhadas, colunar e equiaxial (EID, 2007).

As ligas de Al-Cu fundidas contêm em sua composição química elementos e 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 isotermas solidus e liquidus quando se tratar da solidificação de ligas com maior concentração de soluto. Em ambos os casos, a forma através das quais os solutos e/ou impurezas são distribuídos é fundamental para as propriedades finais da estrutura bruta de solidificação (OSÓRIO, 2004).

3.3.2. Formação Microestrutural e Estruturas Dendríticas

Segundo ANDRADE (2003), a qualidade e desempenho mecânico das peças metálicas fundidas dependem da combinação de vários fatores que ocorrem por

vezes ao mesmo tempo, como por exemplo, tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, espaçamentos lamelares, heterogeneidade de composição, forma, tamanho e distribuição das inclusões, porosidade, etc. O processo de solidificação e seu controle são fundamentais para a obtenção da estrutura bruta de solidificação com as propriedades desejadas. Dentro deste parâmetro, pode-se destacar: tratamento do metal líquido, temperatura de vazamento, material e geometria do molde – este último, responsável pela capacidade de absorção de calor. Durante o processo de solidificação um fenômeno peculiar de segregação ocorre, formando as regiões dendríticas, assemelhando-se com árvores, como pode ser observado tridimensionalmente na Figura 3.22.

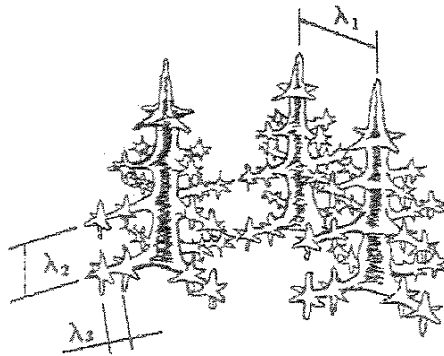


Figura 3.22. Representação tridimensional das dendritas formadas durante a solidificação da liga metálica. Lambda 1, 2, 3, representam os espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários, respectivamente (GARCIA, 2011).

OSÓRIO (2009) registrou em MEV o arranjo do crescimento dendrítico a partir em uma liga aço-carbono e suas dendritas como pode ser observado na Figura 3.23.

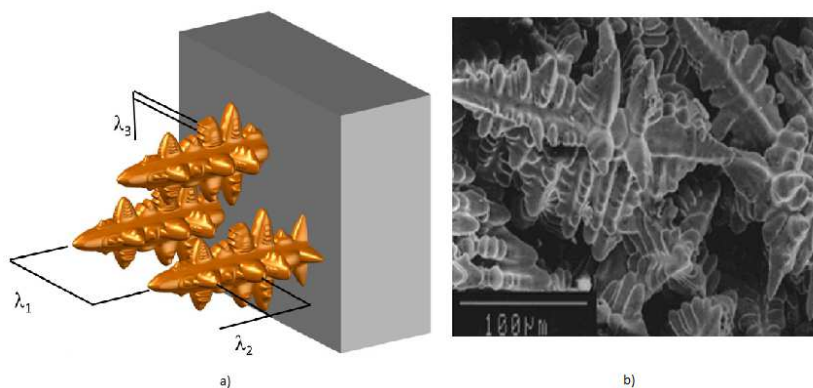


Figura 3.23. (a) Esquema representativo de crescimento dendrítico a partir da base do lingote (PAIXÃO, 2013), (b) e micrografia obtida pela técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostrando os arranjos dendríticos em aço carbono (OSÓRIO et. al, 2009).

A estrutura dendrítica é mais comumente avaliada em imagens bidimensionais em microscópio eletrônico, como é mostrado na Figura 3.24, representado via micrografias por QUARESMA (2000), onde nota-se com clareza as estruturas mencionadas.

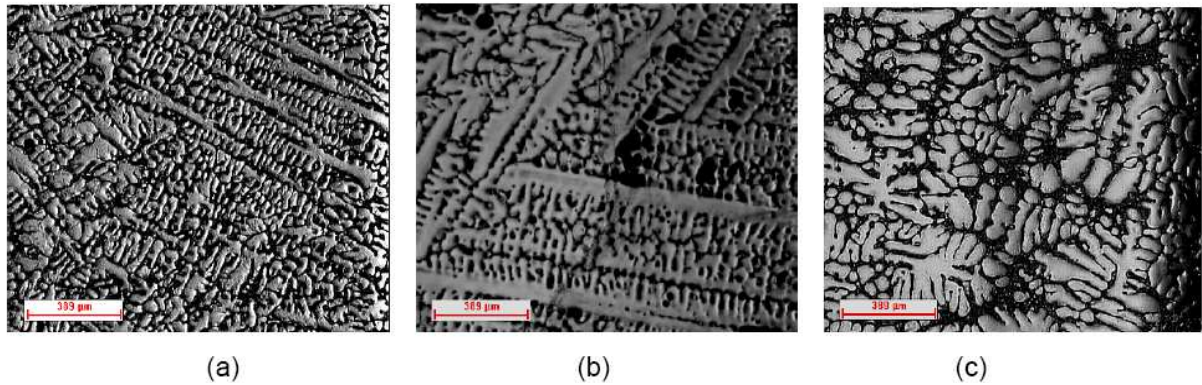


Figura 3.24. Micrografias: (a) e (b) dendritas em contorno de grão na liga Al-4,5%Cu, (c), dendritas em forma de roseta em liga Al-15%Cu (QUARESMA, 2000).

À medida que o teor de cobre aumenta, menos espaçadas ficam as dendritas primárias e secundárias e maiores as velocidades de solidificação como pode ser observado na Figura 3.25.

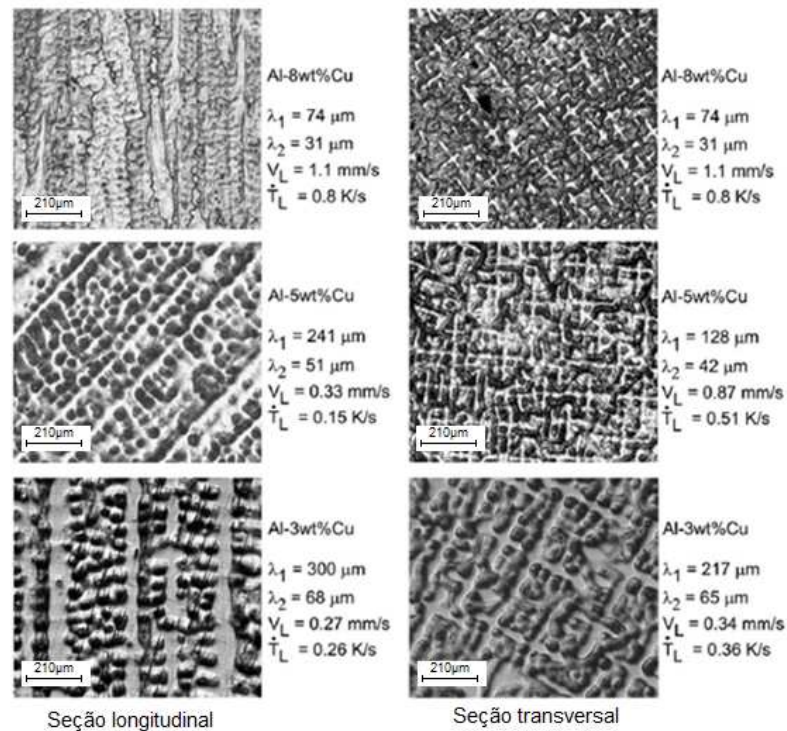


Figura 3.25. Microestruturas de ligas Al-Cu, identificando os espaçamentos dendríticos primários e secundários nas sessões longitudinal e transversal (Adaptado de SPINELLI, 2004, A).

3.3.3. Espaços Dendríticos Secundários

Os espaçamentos dendríticos secundários (EDS) são normalmente relacionados com o tempo local de solidificação (T_{LS}), (diferença entre o tempo de passagem da isoterma *liquidus* e o tempo de passagem da isoterma *solidus* por uma determinada posição), ou com a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) (ROSA, 2014).

É observado na literatura que os espaçamentos dendríticos secundários diminuem com o aumento da velocidade de solidificação, como é mostrado na Figura 3.26. Ao contrário do espaçamento primário, onde existem controvérsias a respeito da concentração de soluto e sua influencia no espaçamento dendrítico primário, o secundário diminui com o aumento do teor de soluto, neste caso, o cobre (SPINELLI, 2004).

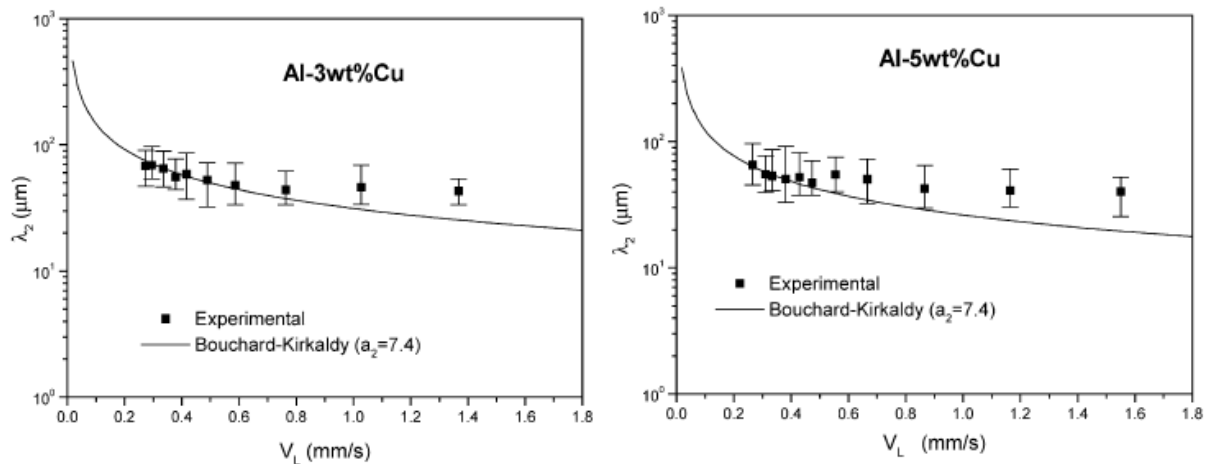


Figura 3.26. Espaçamento dendrítico secundário em função da velocidade de solidificação (Adaptado de SPINELLI, 2004, A).

É importante observar também que a dureza diminui à medida que o espaçamento dendrítico secundário aumenta, uma vez que quanto menor a concentração de cobre – fator este responsável pela fase endurecedora, menor os espaçamentos dendríticos secundários. A Figura 3.27 mostra a resposta da dureza em função do espaçamento dendrítico secundário.

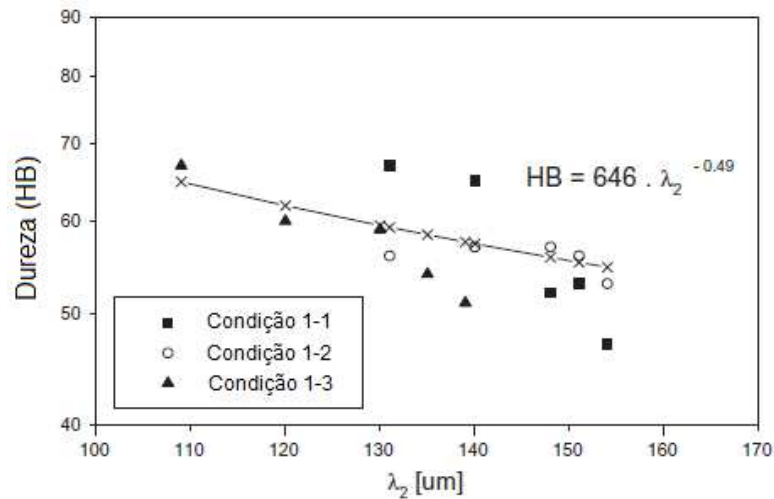


Figura 3.27. Comportamento da dureza em função do espaçamento dendrítico secundário para a liga Al-4%Cu após ser solidificada em três condições de resfriamento – 10 l/min (condição 1-1), 20 l/min (Condição 1-2) e 30 l/min (Condição 1-3) (Adaptado de REIS, 2013).

A Figura 3.28, obtida dos experimentos de ROSA (2004), mostra a influência da posição do lingote quando é analisado o espaçamento dendrítico secundário em ligas Al-Cu 3%, 5% e 8%, respectivamente. É reiterado neste estudo que quanto maior a composição de cobre na liga, menor é o espaçamento dendrítico secundário considerando solidificação vertical descendente. Não obstante, este espaçamento tende a aumentar à medida que a leitura é feita da base até o topo do lingote.

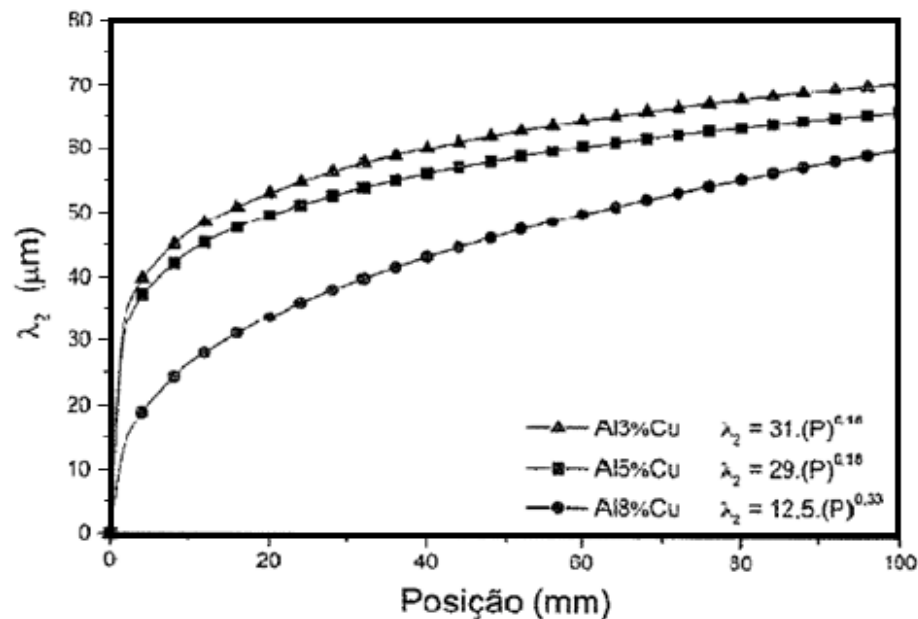


Figura 3.28. Indicação do espaçamento dendrítico secundário em função do teor de cobre (3%, 5% e 8%) em função da posição, em solidificação vertical descendente (ROSA, 2004)

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Sequência de Operações

As ligas de alumínio foram obtidas a partir do alumínio 99,5% de pureza (comercial) e cobre grau eletrolítico com 99,9%, cortadas de modo que facilitassem a solidificação e a disposição dentro da lingoteira. Deste modo, foram preparados de maneira independente e em sequência, dois experimentos com teores de cobre nominal distintos, sendo:

- Al-2,5%Cu
- Al-3,5%Cu

Todos os procedimentos foram realizados no LAMAT (Laboratório de Materiais) – PUCRS. As amostras foram preparadas para que a quantidade de cobre e alumínio fosse assegurada de acordo com o propósito. A fusão e solidificação foram realizadas em forno de solidificação vertical com temperaturas até 770°C resfriadas apenas desligando o forno e com jato de ar comprimido sob a base da lingoteira com vazão fixada em 30 l/min.

Após fusão e solidificação, os lingotes das ligas com diferentes teores de cobre foram submetidos ao corte longitudinal para serem realizadas as macrografias e para visualização da estrutura granular. Para tal, as amostras foram lixadas com lixas de granulometria #100, 220, 320, 400 e 600 respectivamente. O ataque de água régia fluorada (270 ml de H₂O + 20 ml de HNO₃ + 60 ml de HCl + 10 ml de HF) foi utilizado para revelação da macrografia longitudinal.

Após, as amostras foram submetidas a cortes transversais em posições estratégicas para obtenção da composição química via Espectômetro de Emissão Óptica (EES) e medição da dureza pré-tratamento térmico em três pontos. As amostras foram encaminhadas ao laboratório de microscopia para análise metalográfica e aquisição de imagens para as medições de espaçamento dendrítico secundário, e por fim, foram realizados tratamentos térmicos para solubilização e envelhecimento artificial. As etapas de medição de dureza e micrografia também foram novamente analisadas pós-tratamento para comparação.

4.1.1. Equipamentos Utilizados

4.1.1.1. Forno de Fusão e Solidificação Unidirecional

O forno de solidificação unidirecional, fabricado pela SANCHIS S.A, consiste de uma câmara quente com duas aberturas – uma inferior e outra superior, com abertura circular de 100 mm de diâmetro e 200 mm de diâmetro respectivamente, permitindo o deslocamento da lingoteira no eixo vertical. A temperatura de trabalho máxima deste forno é de 1650°C. A estrutura que envolve o forno é fabricada em chapas de aço laminado, revestidas com isolamento de cerâmica. O painel de controle (termostato) fica situado na caixa inferior. A Figura 4.1 apresenta o forno utilizado.



Figura 4.1 – Forno de solidificação unidirecional (Autoria própria).

O forno possui uma potência de 8 kW, 380V, trifásico e é controlado eletronicamente por um controlador modelo N1100, possibilidade de programação de até 49 sequencias de aquecimento e de resfriamento. Para monitorar a temperatura, que é apresentada no visor do controlador, é utilizado um termopar do tipo S, no interior da câmara.

4.1.1.2. Lingoteira

A lingoteira foi projetada para trabalhar exclusivamente com o forno apresentado e possui cotas específicas para o trabalho em conjunto com o mesmo. É projetada em aço inoxidável AISI 304 e divide-se em três partes sendo: molde, chapa molde e sistema de resfriamento.

O molde é cilíndrico com 76 mm de diâmetro externo e 51 mm de diâmetro interno com altura de 180 mm. O molde é bipartido para permitir a saída do lingote solidificado. Em uma das bipartições há 12 orifícios para serem acoplados os termopares cujas cotas foram projetadas para que a análise do perfil de resfriamento durante a solidificação fosse assegurada (Figura 4.2).

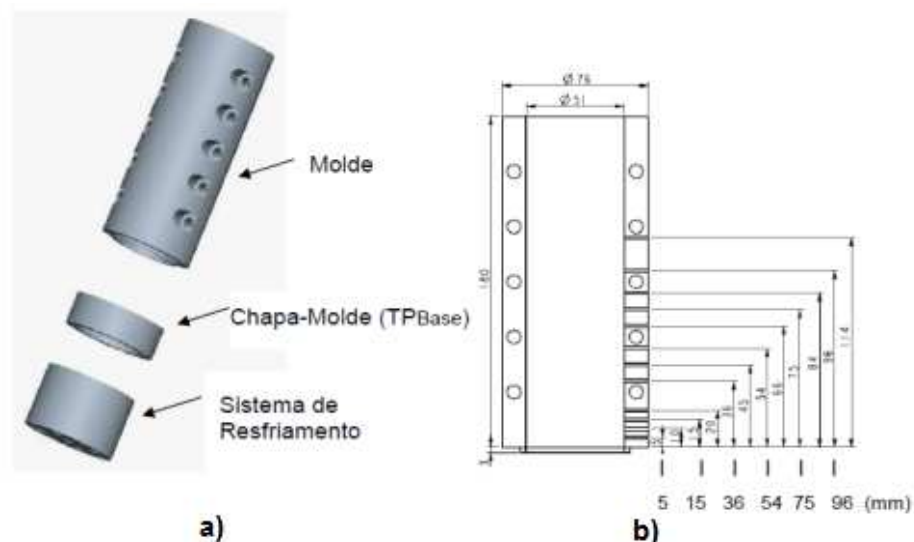


Figura 4.2 – (a) Vista esquemática em perspectiva, e (b) dimensões e partes da lingoteira utilizada (Autoria própria).

A lingoteira possui 6 furos passantes para haver o total fechamento da mesma de maneira segura, utilizando rosca e parafuso M8.

4.1.1.3. Termopares

Apesar da lingoteira possuir 12 orifícios para inserção de termopares, foram utilizados apenas 6, posicionados para, em especial, medir as temperaturas da região colunar. Os termopares utilizados são do tipo K e podem medir temperaturas de até 1250 °C. Esse tipo de termopar pode ser utilizado em atmosferas inertes e oxidantes e, tendo uma alta resistência à oxidação. O mesmo não é recomendado para utilização em atmosferas redutoras e sulfurosas. A Figura 4.3 mostra os termopares já inseridos na lingoteira para aquisição dos dados nestes pontos.

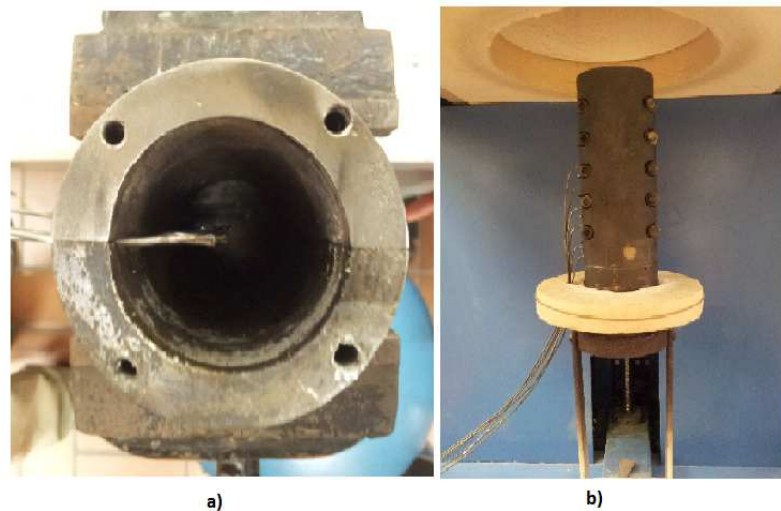


Figura 4.3 – (a) Detalhe da instalação dos 6 termopares na lingoteira no centro do molde, e (b) instalação em vista frontal dos termopares na lingoteira (Autoria própria).

A posição dos termopares dentro da lingoteira também foi verificada, de modo que as ponteiros da junta quente medissem as temperaturas o mais próximo possível do centro do lingote.

4.1.1.4. Sistema de Resfriamento e Medidor de Vazão

Foi utilizado um fluxômetro para medir a vazão de ar no processo de resfriamento, com escala de 0 l/m a 30 l/m. Foi confeccionado, na parte inferior da lingoteira, um orifício de entrada do ar comprimido para realizar a solidificação com resfriamento forçado e quatro canais de saída do ar. O sistema também permite o resfriamento com a utilização de água.

4.1.1.5. Sistema de Supervisão e Aquisição de Dados

O sistema de aquisição foi utilizado com 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 (www.lynxtec.com.br). O software utilizado para o registro dos dados é o AqDados v.5.06.

4.1.1.6. Microscópio Óptico

Para as análises das microestruturas das ligas foi utilizado um microscópio óptico da marca Olympus® com câmara digital Sony® acoplado a um microcomputador do Laboratório de Microscopia Óptica e reprodução de imagem em tela LCD.

4.1.1.7. Durômetro Brinell

Para obtenção das durezas nas amostras foi utilizado um durômetro de dureza Brinell. Foi utilizado um penetrador com esfera de aço com 5 mm de diâmetro, com carga de 250 kgf, segundo a norma ASTM E-10.

4.1.1.8. Forno para Tratamento Térmico

Para tratamento térmico de solubilização, foi utilizado um forno da marca Heraeus para até 1200°C, conforme mostra a Figura 4.4.



Figura 4.4. Forno para tratamento térmico (Autoria própria).

4.1.1.9. Espectrômetro de Emissão Óptica

Foi utilizado um Espectrômetro de Emissão Óptica (EEO) da marca SpectroMax®, como mostrado na Figura 4.5. Este modelo possui base para detecção de metais ferrosos e não ferrosos.

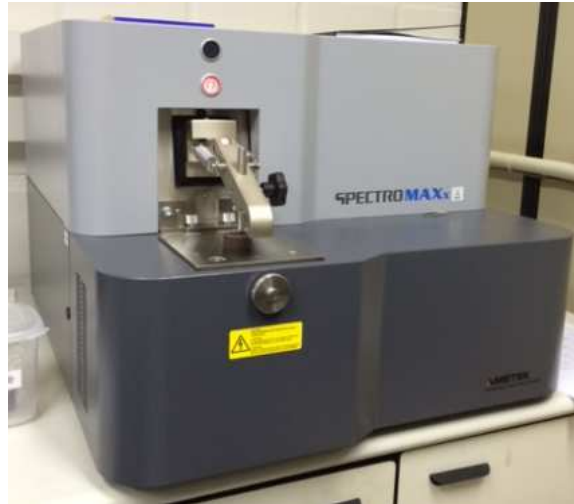


Figura 4.5. Espectrômetro de Emissão Óptica (EEO) (Autoria própria).

4.1.2. Procedimentos Laboratoriais

4.1.2.1. Fusão e Solidificação

Foram realizados dois processos de fundição, um para cada composição química, sendo Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu, nesta ordem. As ligas foram preparadas de modo que coubessem no molde de fundição unidirecional. A temperatura do forno foi ajustada em 770°C – temperatura acima de *liquidus* – para todas as condições, garantindo a total fusão dos componentes. Após fusão, o forno foi desligado dando início ao processo de solidificação forçada com injeção de ar comprimido na base do molde, com vazão de 30 l/m. Esta vazão foi um parâmetro fixo para os dois casos.

Para cada experimento, seis termopares foram acoplados a estrutura como foi mostrado na Figura 4.3. Os termopares estavam alocados nas posições 5 mm (TP1), 15 mm (TP2), 36 mm (TP3), 54 mm (TP4), 75 mm (TP5) e 96 mm (TP6)

respectivamente (cotas a partir da base do molde), como pode ser mostrado na Figura 4.2, em um dos lingotes cortados. As pontas dos termopares foram posicionadas no centro do molde para obter o registro das temperaturas na região central do molde, conforme mostrado na Figura 4.3 (a). Para exemplificar melhor, na Figura 4.6 indicam-se os pontos formados pela localização dos termopares após solidificação e corte longitudinal do lingote.

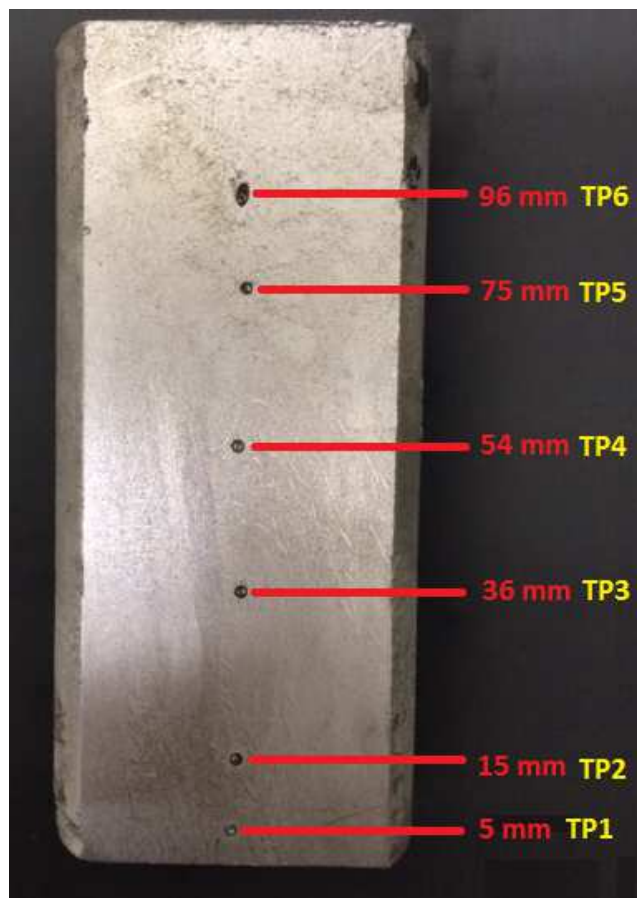


Figura 4.6. Disposição dos termopares no lingote (Autoria própria).

4.1.2.2. Preparação para Macrografia Longitudinal

Para análise da macroestrutura, os lingotes foram cortados longitudinalmente. Posteriormente, foram lixadas em cinco etapas de lixamento nas granulometrias #100, 240, 320, 400 e 600 respectivamente, obtendo assim, uma superfície lisa para o posterior ataque químico com régia fluorada.

4.1.2.3. Determinação da Composição Química e Dureza

Após revelação da macrografia longitudinal, os lingotes foram submetidos ao corte transversal entre termopares para obtenção da composição química por OES, da dureza e observação das microestruturas dendríticas. Cada lingote, portanto, contou com 6 peças, uma para cada termopar. Para fins de comparação, os cortes foram feitos com cotas iguais. A Figura 4.7 indica o perfil de corte.



Figura 4.7. Seção transversal de corte do lingote, indicando o local de medição de dureza e determinação da composição química para cada termopar (Autoria própria).

Para composição química, foram analisados três pontos no envolto de cada termopar, no sentido transversal ao da solidificação, para obter a média do teor de elementos - em especial o cobre, nas zonas de crescimento de grão. Foram feitas em triplicata as medições de dureza Brinell na superfície de cada uma das 18 peças.

4.1.2.4. Medição do Espaçamento Dendrítico Secundário (EDS)

A determinação dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) foi efetuada na superfície longitudinal para avaliação das microestruturas por meio da análise de imagens de microscopia óptica. Este procedimento foi avaliado entre o primeiro termopar (TP1) e o quarto termopar (TP4), entre a região da base do lingote até o limite da transição colunar-equiaxial (TCE), pois na região equiaxial a

direcionalidade do crescimento de grão é perdida. Foram avaliados 20 espaçamentos dendríticos secundários, onde se obteve a média para a posição.

4.1.2.5. Tratamento Térmico de Solubilização

Para a solubilização, o forno foi pré-aquecido durante 1 hora em 530°C – temperatura indicada pela ASM HANDBOOK (1993), conforme Tabela 3.2 para ligas de alumínio e cobre fundidas. As peças foram colocadas em conjunto no forno durante o período de 12 horas. Após este período, as amostras foram retiradas do forno e resfriadas rapidamente em água a temperatura ambiente, para logo serem submetidas à nova medição de dureza e micrografia, comparando os resultados com as medidas da estrutura bruta de fusão (EBF).

4.1.2.6. Envelhecimento Artificial

Após o tratamento térmico de solubilização, as amostras foram submetidas ao processo de envelhecimento e precipitação das fases endurecedoras. Para tal, as amostras foram aquecidas a 155°C conforme é indicado na Tabela 3.2, durante 8 horas, tempo este utilizado como referência em trabalhos para picos de dureza em ligas de até 4%Cu em peso, como no caso de SILVA (2012) e JANG (2012). Imediatamente após o envelhecimento artificial, foram medidas as durezas e realizadas as micrografias para análises dos espaçamentos dendríticos secundários. A medição de dureza, a partir deste momento, foi obtida após 25 dias após o tratamento térmico de envelhecimento.

A Figura 4.8 apresenta um fluxograma dos procedimentos experimentais realizados, desde a confecção da liga, preparação e lixamento, análise de macrografia, cortes, composição química, obtenção das durezas, análise de espaçamento dendrítico secundário, tratamentos térmicos e a repetição das análises a partir da dureza por conta do envelhecimento artificial.

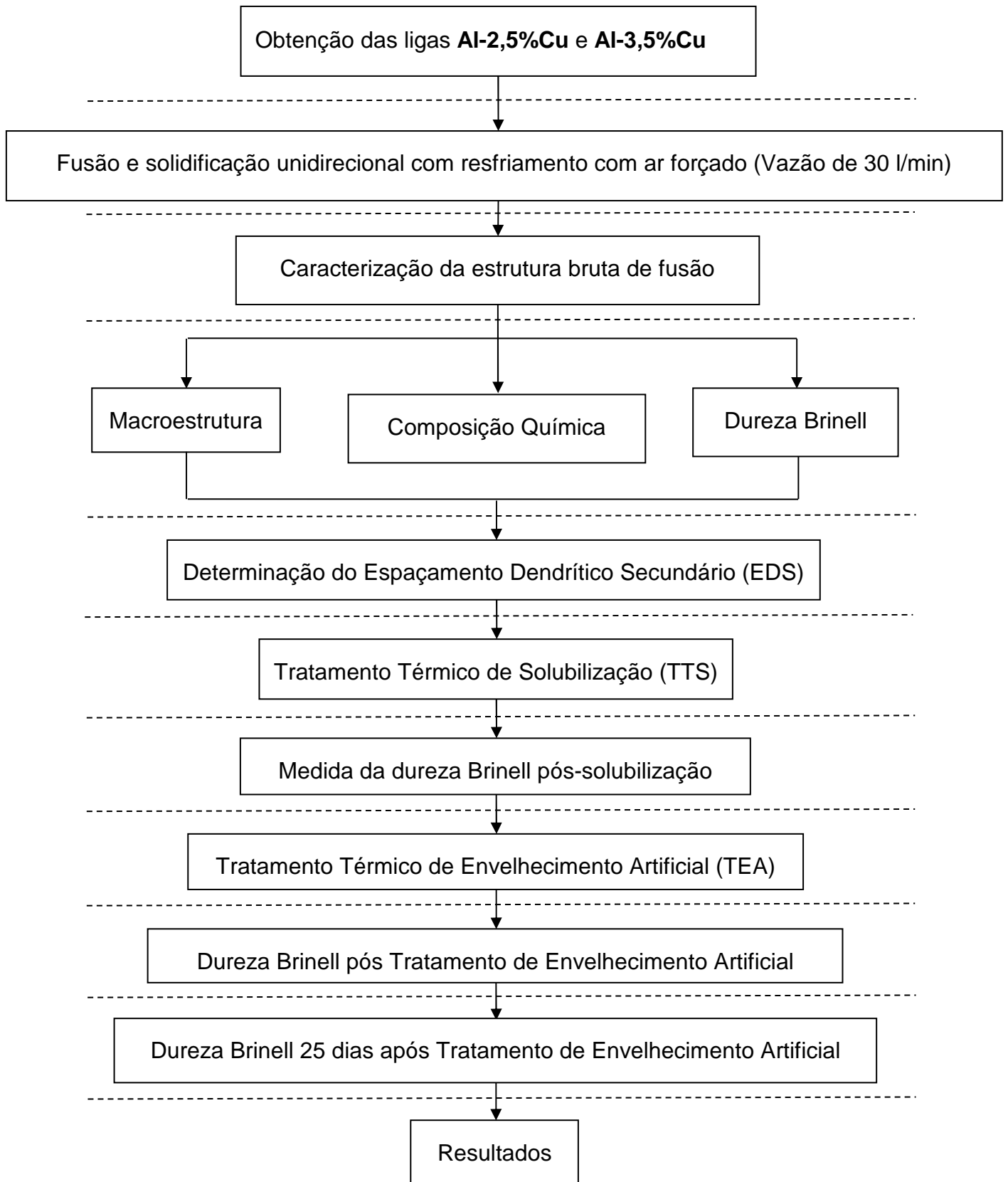


Figura 4.8. Fluxograma representativo das etapas empregadas na metodologia experimental (Autoria Própria).

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Análise da Composição Química

A composição química mostrou-se coerente em relação à composição nominal das ligas, com variações dos teores de cobre menores que 5% tanto para a liga Al-2,5%Cu quanto para a liga Al-3,5%Cu. A Tabela 5.1 mostra os resultados da composição química média, obtidos a partir das três análises realizadas em cada posição.

Tabela 5.1. Composição química das ligas após solidificação.

Al-2,5%Cu		Composição da Amostra (% wt)						
Posição	Al	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Ni
TP1	95,6	2,72	0,16	0,85	0,02	< 0,001	0,16	0,10
TP2	95,3	2,88	0,09	0,88	0,02	< 0,001	0,18	0,01
TP3	95,8	2,65	0,29	0,72	0,02	< 0,001	0,16	0,08
TP4	96,2	2,47	0,07	0,68	0,02	< 0,001	0,14	0,08
TP5	96,2	2,47	0,07	0,68	0,02	< 0,001	0,14	0,76
TP6	96,0	2,74	0,07	0,68	0,01	< 0,001	0,12	0,07
Média	95,8	2,60	0,12	0,74	0,01	< 0,001	0,15	0,18
Al-3,5%Cu		Composição da Amostra (% wt)						
Posição	Al	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Ni
TP1	94,3	3,73	0,14	0,39	0,01	< 0,001	0,05	0,14
TP2	94,7	3,54	0,08	0,44	0,01	< 0,001	0,07	0,08
TP3	94,4	3,76	0,08	0,45	0,01	< 0,001	0,07	0,08
TP4	94,4	3,71	0,09	0,41	0,01	< 0,001	0,06	0,10
TP5	94,6	3,78	0,09	0,35	0,01	< 0,001	0,05	0,07
TP6	94,5	3,89	0,09	0,33	0,01	< 0,001	0,04	0,08
Média	94,4	3,6	0,09	0,39	0,01	< 0,001	0,05	0,09

A Figura 5.1 mostra a variação do teor de cobre em função da posição ao longo do lingote, bem como as referências para as composições nominais desejadas (linhas tracejadas).

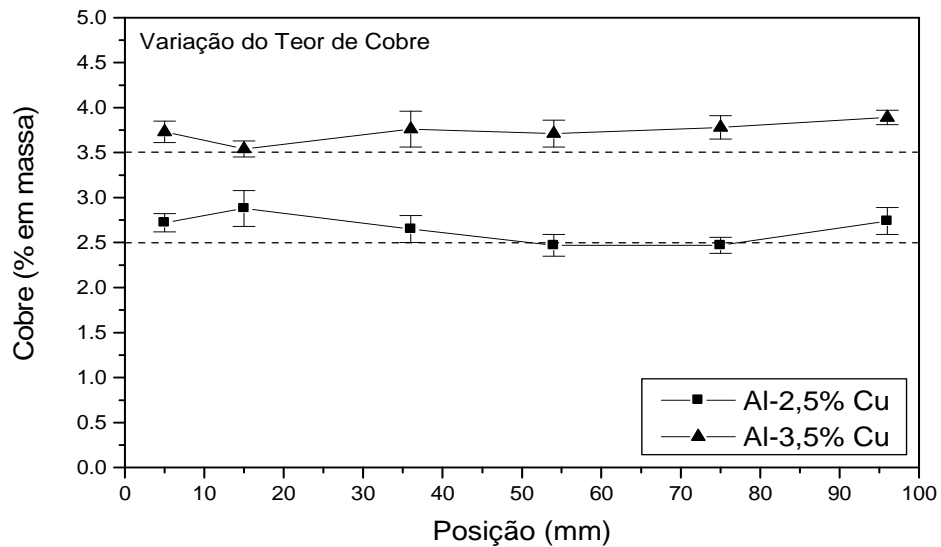


Figura 5.1. Variação do teor de cobre ao longo dos lingotes para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

Observa-se que a posição TP2 (15 mm) foi a que apresentou as maiores diferenças, com aumento do teor de cobre para a liga Al-2,5%Cu em relação às outras posições, e com diminuição do teor de cobre para a liga Al-3,5%Cu, também em relação às outras posições. Provavelmente, estas diferenças podem ser atribuídas às diferenças nas condições de fusão e solidificação dos lingotes, onde a liga Al-2,5%Cu permaneceu mais tempo fundida antes do início da solidificação, o que pode ter acarretado a segregação do cobre para as posições mais próximas da base da lingoteira devido à diferença de massa específica entre o cobre (mais denso) e o alumínio (menos denso). Já no caso da liga Al-3,5%Cu a distribuição do cobre apresentou-se levemente linear, com pequeno acréscimo ao longo do lingote, demonstrando uma segregação normal.

5.2. Análise Térmica

A partir dos dados térmicos coletados durante a solidificação das amostras, foram obtidas as curvas de resfriamento. As temperaturas foram registradas pelos termopares com frequência de 1Hz (1 ponto por segundo). A Figura 5.2 apresenta o resultado para o resfriamento e solidificação da liga Al-2,5%Cu, e a Figura 5.3 mostra da evolução da solidificação para a liga Al-3,5%.

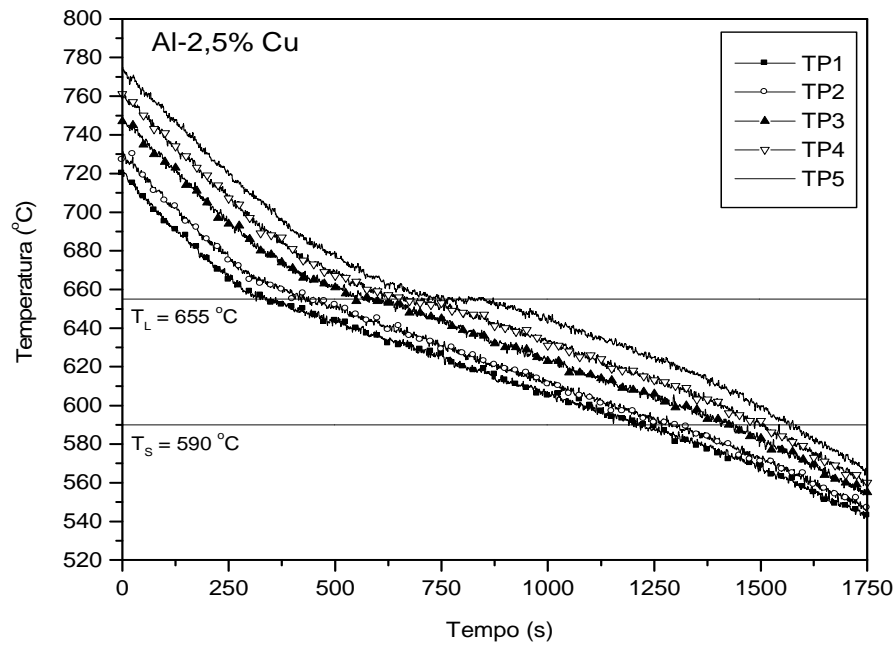


Figura 5.2. Curvas de resfriamento para a liga Al-2,5%Cu. Vazão de 30 l/m.

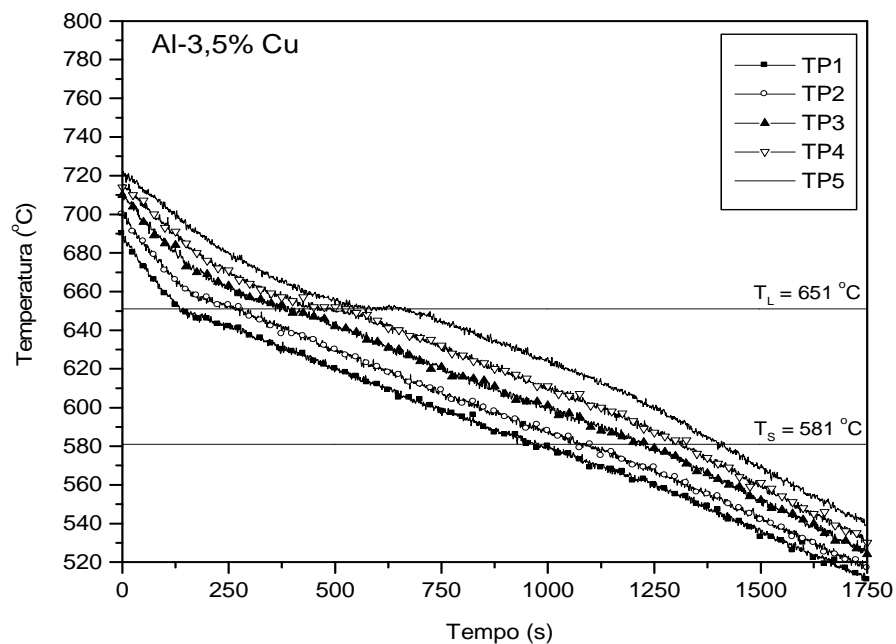


Figura 5.3. Curvas de resfriamento para a liga Al-3,5%Cu. Vazão de 30 l/m.

REIS (2009), iniciou a temperatura de resfriamento para uma liga Al-4%Cu em aproximadamente 740°C (Figura 3.16) e SPINELLI (2004), para a liga Al-5%Cu, iniciou a solidificação em 657°C (Figura 3.17). Nas condições apresentadas nas Figuras 5.2 e 5.3, as temperaturas do termopar de topo iniciaram em 776°C para Al-

2,5%Cu e 720°C para a liga Al-3,5%Cu, o que gerou resultados representativos como será discutido adiante.

Foram determinados os instantes de tempos referentes à passagem da isoterma *liquidus* pela posição do termopar, ou seja, o tempo entre o início do resfriamento até atingir a temperatura de início de solidificação. Obtém-se assim, o *Tempo de Solidificação* (T_L) nas posições dos termopares (P). Derivando-se essa curva, obtém-se uma equação para a *Velocidade de Solidificação* (V_L), que também pode ser obtida a partir da derivação da curva do tempo de solidificação em função da posição (REIS, 2009).

Os *Gradientes Térmicos* (G_{TL}) foram determinados considerando as temperaturas de dois termopares adjacentes e a distância entre eles (REIS, 2009). Esses valores foram obtidos de forma analítica a partir das curvas de resfriamentos mostrados anteriormente. Com estes valores, foram obtidas as *Taxas de Resfriamento* (T_{RL}). A *Taxa de Resfriamento* (T_{RL}) é a grandeza que está relacionada com o avanço da velocidade do resfriamento, ou seja, a velocidade da temperatura pelo tempo em função da posição. Foi obtida através da derivada da curva $T \times t$ entre os limites da temperatura *liquidus* e *solidus*. A Tabela 5.2 mostra os principais parâmetros obtidos das análises de solidificação.

Tabela 5.2. Principais parâmetros de solidificação para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

	Posição (mm)	Tempo (s)	V_L (mm/s)	DT (°C)	G_{TL} (°C/mm)	T_{RL} (°C/s)	Início/Final da TCE
Al-2,5%Cu	5	350	0,30	7	0,700	0,13	60/66 mm Média: 63mm
	15	425	0,25	10	0,476	0,11	
	36	565	0,19	5	0,278	0,09	
	54	660	0,16	5	0,227	0,08	
	75	720	0,15	2	0,095	-	
	96	775	0,14	-	-	-	
Al-3,5%Cu	Posição (mm)	Tempo (s)	V_L (mm/s)	DT (°C)	G_{TL} (°C/mm)	T_{RL} (°C/s)	Início/Final da TCE
	5	150	0,42	12	1,200	0,31	68/76 mm Média: 72mm
	15	270	0,23	7	0,333	0,18	
	36	360	0,17	5	0,278	0,14	
	54	460	0,14	5	0,227	0,11	
	75	560	0,11	1	0,048	-	
96	600	0,10	-	-	-		

Da Tabela 5.2, são gerados os gráficos do Tempo de Solidificação, mostrando a passagem da isoterma *liquidus* pela posição do termopar, conforme Figura 5.4.

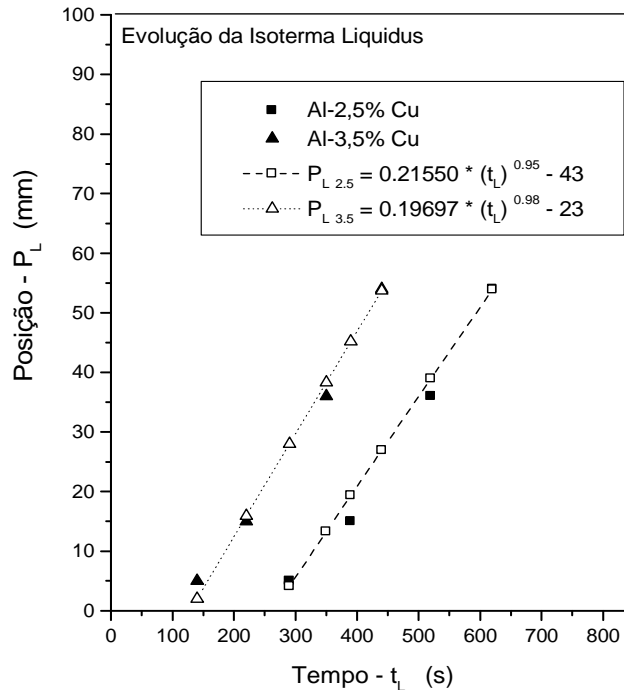


Figura 5.4. Tempo de Solidificação e equações aproximadas para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

ROSA (2004), conforme mostrado na Figura 3.18, indica que de fato, as curvas relativas ao tempo de solidificação em função da posição são quase lineares. No entanto, para haver coerência física, este indicador mostra uma curva exponencial de expoente menor que 1. No mesmo estudo, é relatado que quanto maior o teor de cobre, mais rápido é o tempo de solidificação na passagem da isoterma *liquidus*.

Nota-se que o teor de cobre e o superaquecimento no metal líquido influenciam de maneira significativa o tempo para alcance das isothermas em função da posição. A influência do superaquecimento prevalece em relação ao teor de cobre. Assim, quanto menor o superaquecimento, menor é o tempo necessário para o atingimento da isoterma *liquidus*, indicando também que a velocidade de solidificação é maior, como pode ser visto na Figura 5.5. Esta velocidade foi obtida através da derivação das curvas de tempo de solidificação em função do tempo.

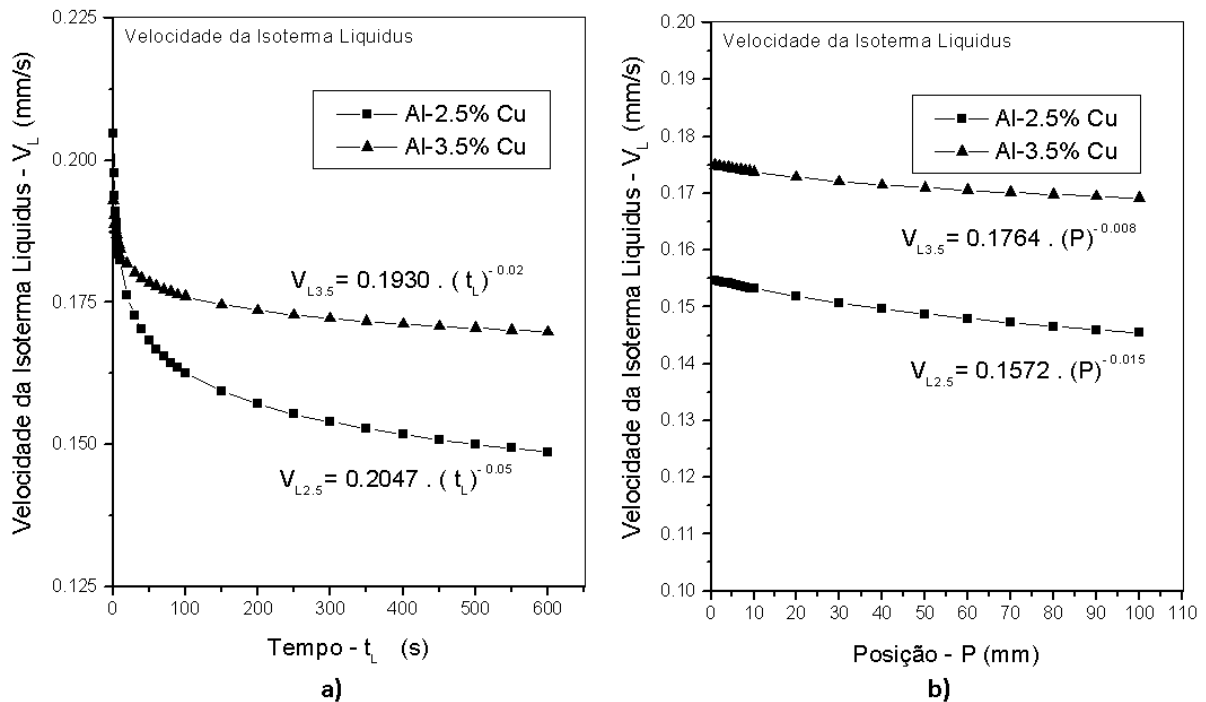


Figura 5.5. Velocidade de solidificação em função do a) tempo e b) posição, para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

A partir das equações obtidas para a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em função do tempo, e da equação experimental obtida para o tempo de passagem da isoterma em função da posição, é possível determinar uma equação experimental para a variação da velocidade de solidificação em função da posição. Isso torna mais interessante do ponto de vista da análise do processo de solidificação, e posteriores correlações com as condições estruturais obtidas no lingote.

Ao comparar o estudo de SPINELLI (2004), observado na Figura 3.20, é possível verificar que a velocidade de solidificação para a liga Al-3%Cu é superior às ligas apresentadas na Figura 5.5, haja vista que SPINELLI, neste estudo comparativo, utiliza água a 0,25 l/min como resfriamento forçado. No entanto, é reiterado que quanto maior o teor de cobre, maior velocidade de solidificação principalmente no início da solidificação, como pode ser observado nas curvas da Figura 5.5, onde há uma diferença entre 20% e 25% na velocidade inicial da solidificação da posição 1 (TP1) em relação ao termopar de topo (TP6).

O gradiente térmico, ou seja, a diferença de temperatura no líquido em função da posição do lingote quando esta é atingida pela frente de solidificação, é mostrado na Figura 5.6. Este indicador também é influenciado com o teor de cobre da liga, e quanto menor o teor de cobre menor é o seu valor, principalmente nas posições mais próximas da base, diminuindo a medida que se avança ao longo do lingote para a liga Al-2,5%Cu. Já a curva referente à liga Al-3,5%Cu é mais descendente em relação ao gradiente, portanto o gradiente térmico é maior nas posições iniciais, igualando-se a liga Al-2,5%Cu a partir da posição TP3, apesar do menor superaquecimento no líquido para a liga Al-3,5%Cu.

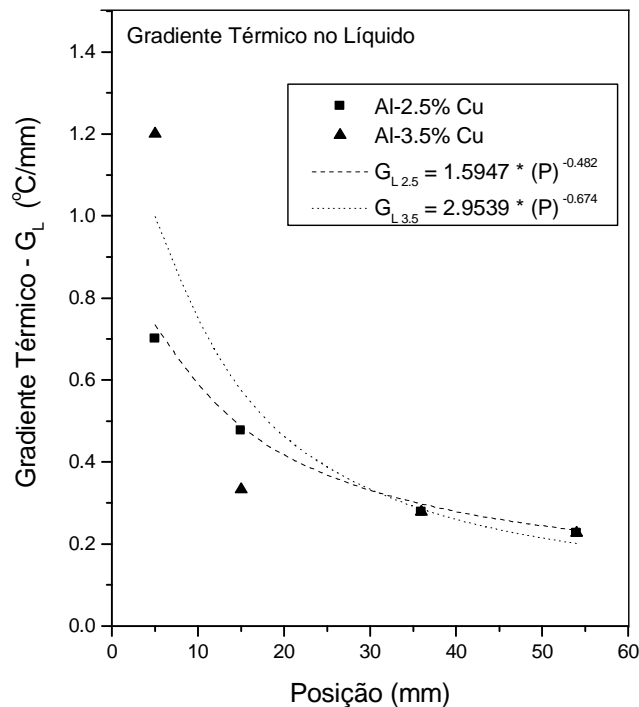


Figura 5.6. Gradiente térmico no líquido em função da posição para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

Por fim, a análise da taxa de resfriamento, que, diferentemente do gradiente térmico, correlaciona a variação da temperatura pelo tempo, em função da posição do termopar no lingote durante a solidificação, como pode ser observado na Figura 5.7.

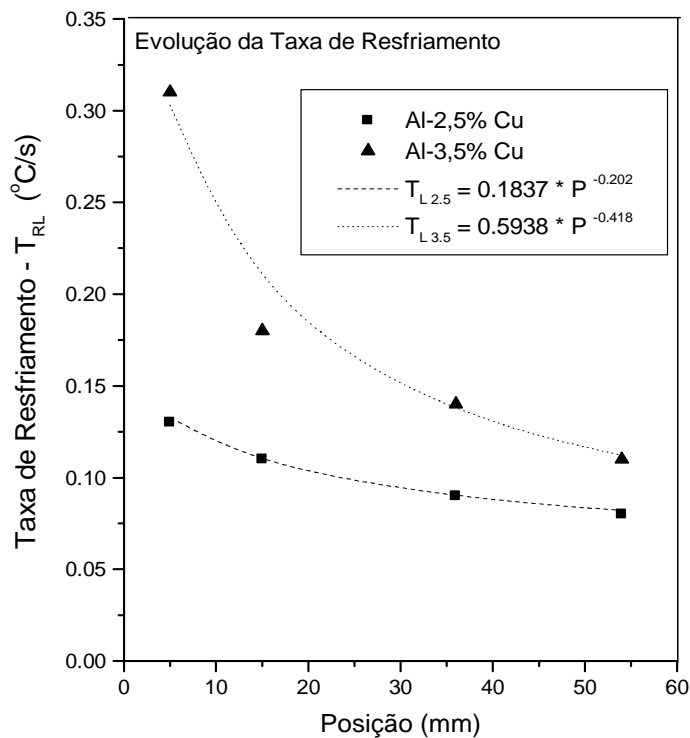


Figura 5.7. Taxa de resfriamento em função da posição para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

No estudo de SPINELLI (2012), para a liga Al-3%Cu as taxas variam de 0,1°C/s (para o termopar de topo) e 1,5°C/s para o termopar de base, sob resfriamento forçado a água. Para o resultado apresentado na Figura 5.8, a liga Al-2,5%Cu se aproxima destes resultados no termopar de topo, porém é discrepante para o termopar de base, visto a forma de resfriamento utilizado. É observado também que quanto maior o teor de cobre, maior a taxa de resfriamento, como pode ser visto nestes dois estudos.

5.3. Análises da Estrutura Bruta de Solidificação (EBS)

5.3.1. Macrografia na secção Longitudinal

As estruturas brutas de solidificação foram obtidas, conforme metodologia descrita no Capítulo 4. Pode-se observar na Figura 5.8, os resultados obtidos, principalmente quanto à formação das estruturas colunares, região mais importante a ser analisada, visto o crescimento direcionado dos grãos e a transição colunar-equiaxial (TCE) para cada lingote.

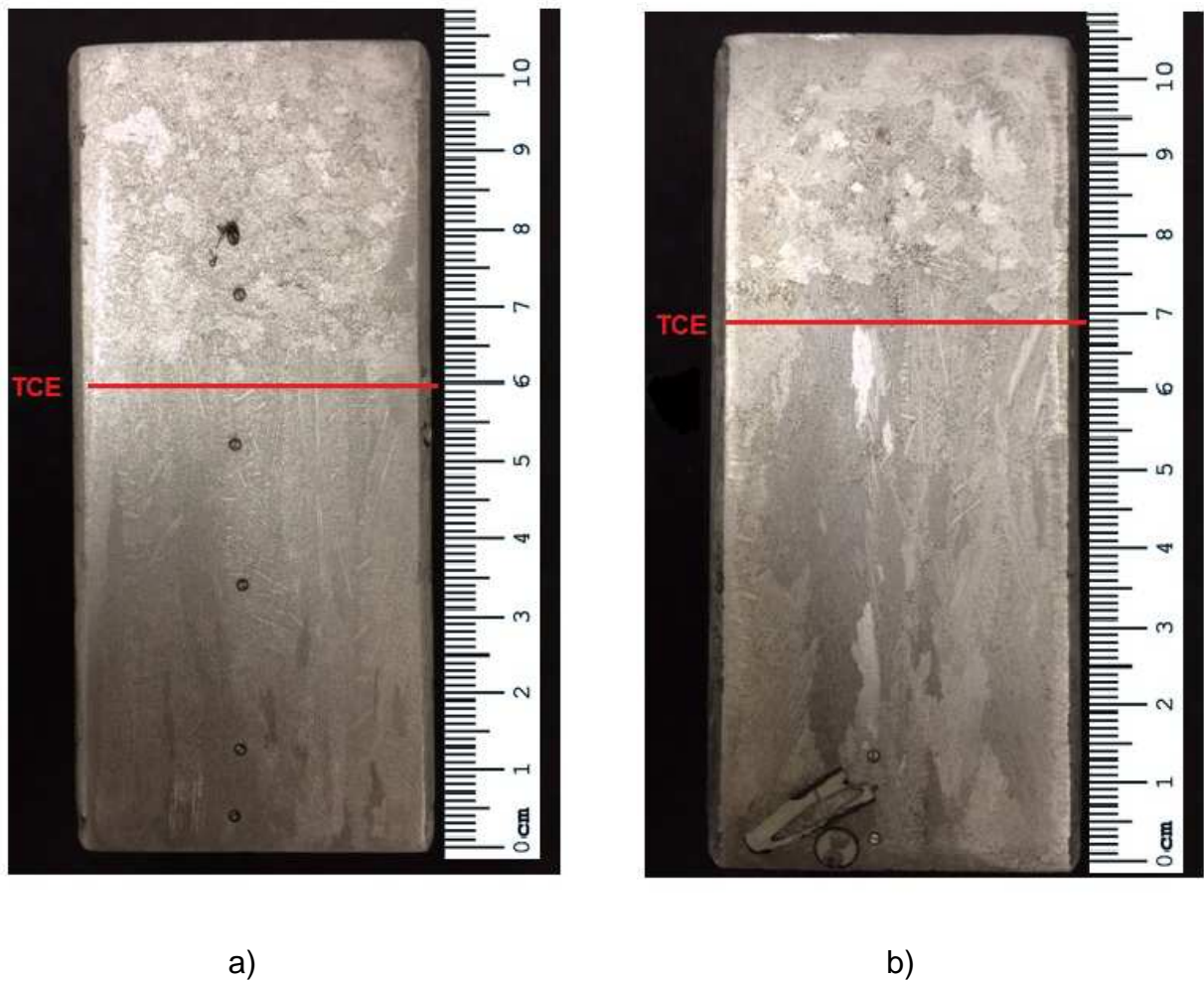


Figura 5.8. Macroestruturas para: (a) Al-2,5%Cu, e (b) Al-3,5%Cu.

Observa-se que o início da transição colunar para equiaxial do lingote com composição química nominal de 2,5%Cu é menor do que a TCE para 3,5%Cu. Em tese, este efeito deveria ser ao contrário. No entanto, este fenômeno ocorreu, pois as temperaturas de início de resfriamento (metal líquido), para a liga de menor teor de cobre iniciou em 776°C (TP6), temperatura esta muito acima dos 720°C de temperatura de início de solidificação para a liga de 3,5%Cu. Desta forma, o avanço da solidificação desta liga obteve maiores condições termodinâmicas para o crescimento de grão, diferentemente da liga de 2,5%Cu, cuja maior temperatura ofereceu resistência para o avanço do crescimento de grão, mesmo com arrefecimento forçado nas duas condições. Os valores médios da TCE situaram-se em 63 mm e 72 mm para as ligas Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu, respectivamente, após a posição TP4.

5.3.2. Dureza Brinell

As durezas foram medidas logo após o corte dos lingotes como foi mostrado na Figura 4.8. Foram realizadas três medidas de dureza Brinell para cada peça, cada uma vinculada ao seu termopar, de TP1 a TP6.

Para a liga Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu, os resultados são mostrados na Tabela 5.3. Por conter mais cobre em sua composição e por consequência mais fase *theta*, a liga Al-3,5%Cu elevou a média da dureza em 9% em relação à liga Al-2,5%Cu.

Tabela 5.3. Dureza Brinell em função das posições para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

Dureza da EBF - Al-2,5%Cu em Brinell (HB)						
Termopar	Posição (mm)	Dureza Ponto 1	Dureza Ponto 2	Dureza Ponto 3	Média	Desvio Padrão (σ)
TP1	5	52,5	54,3	52,3	53	1,1
TP2	15	52,6	55,3	49,6	52,6	2,9
TP3	36	53,6	53	52,6	53,1	0,5
TP4	54	50	50,6	48,6	49,7	1,0
TP5	75	47,6	47	51	48,5	2,2
TP6	96	48	48	47,6	47,9	0,2
Dureza da EBF - Al-3,5%Cu em Brinell (HB)						
Termopar	Posição (mm)	Dureza Ponto 1	Dureza Ponto 2	Dureza Ponto 3	Média	Desvio Padrão (σ)
TP1	5	55,6	61,3	56,6	57,8	3,0
TP2	15	56,3	55,3	58	56,5	1,4
TP3	36	58,3	55,6	57,3	57,1	1,4
TP4	54	55,6	55,3	56,6	55,8	0,7
TP5	75	54,3	53,3	52,3	53,3	1,0
TP6	96	53,6	52,3	52,3	52,7	0,8

Na Figura 5.9, é possível observar a evolução da média da dureza em cada posição para a liga Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

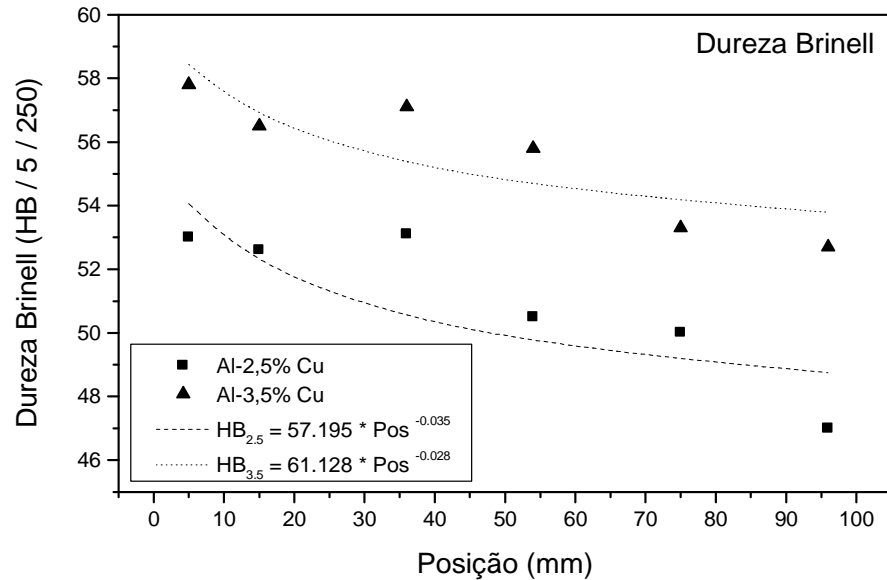


Figura 5.9. Dureza Brinell em função da posição para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu na condição bruta de solidificação.

Por conter mais cobre em sua composição, a liga Al-3,5%Cu elevou a média da dureza em 7,2% em relação à liga Al-2,5%Cu. Observou-se que, apesar de não haver linearidade, o que é comum nesse tipo de obtenção de medida, existe um decaimento de dureza em função da posição, como pode ser observado na Figura 5.9. Como o cobre é mais denso que o alumínio (~3 vezes mais pesado), ocorre o deslocamento atômico enquanto a liga está fundida. Assim, maiores concentrações de soluto e fases duras são formadas na base do lingote, o que acarreta em maiores valores de dureza nas posições próximas.

5.3.3. Espaçamento Dendrítico Secundário

Para avaliação das estruturas dendríticas secundárias, as amostras foram submetidas a ataque de solução aquosa HF (0,5%) na sua superfície longitudinal lixada, para revelação da macrografia e posteriormente a avaliação dos espaçamentos dendríticos secundários em microscópio óptico em um aumento de 50x. Nesta etapa, apenas as amostras até o quarto termopar (TP4) foram analisadas, pois a avaliação é realizada apenas na região de crescimento de grão colunar. Na Figura 5.10, pode-se observar a revelação da microestrutura para a liga Al-2,5%Cu. Nas mesmas condições, a Figura 5.12 revela as estruturas dendríticas para a liga Al-3,5%.

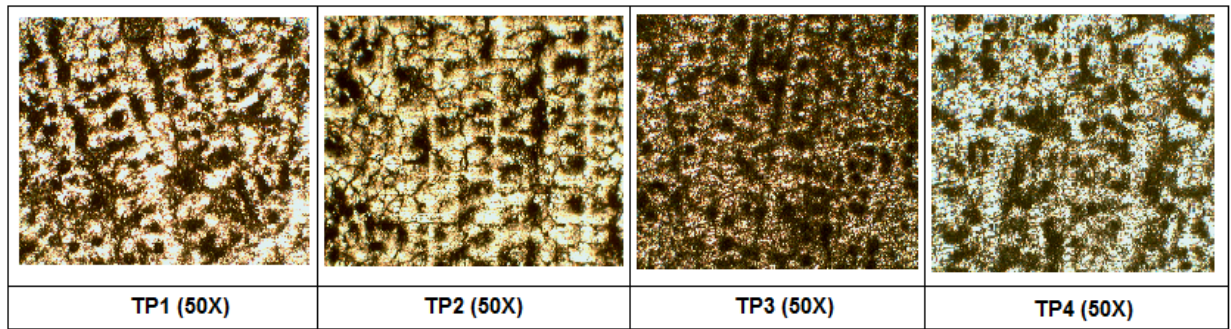


Figura 5.10. Microestrutura longitudinal para cada termopar e suas respectivas dendritas para a liga Al-2,5%Cu.

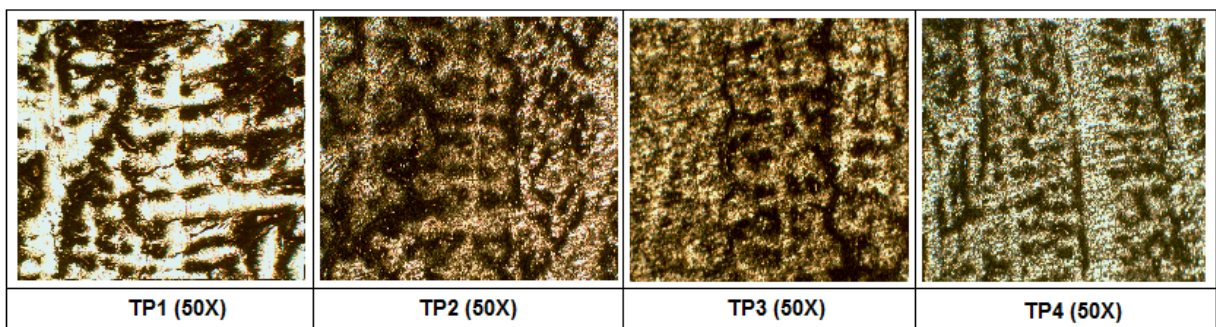


Figura 5.11. Microestrutura longitudinal para cada termopar e suas respectivas dendritas para a liga Al-3,5%Cu.

Para ambos os casos, observou-se um crescimento de grão direcionado ao sentido vertical da solidificação, pois estão sendo consideradas as posições nas quais o crescimento de grão é colunar. Para posições onde a região é equiaxial, aqui neste estudo representadas pelos termopares TP5 e TP6, a direcionalidade é perdida, podendo então haver nucleações e direções dendríticas aleatórias. Embora exista uma diferença significativa de cobre em massa, a liga Al-3,5%Cu apresenta pouca diferença visual de densidade de soluto.

Assim como nos casos apresentados por SPINELLI (2004), na Figura 3.25, é visualmente observado que a concentração de dendritas, bem como o espaçamento entre os braços dendríticos, diminui à medida que o teor de cobre aumenta.

A partir das análises das micrografias, foram obtidos os dados de espaçamento dendrítico secundário para as ligas Al-2,5%Cu, e Al-3,5%Cu conforme Tabela 5.4.

Tabela 5.4. Espaçamento dendrítico secundário (EDS) para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

Espaçamento Dendrítico Secundário - EBF - Al-2,5%Cu em micrometros									
Termopar	Posição (mm)	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Ponto 5	Ponto 6	Média	Desvio Padrão (6)
TP1	5	98	133	104	106	95	96	105	14,3
TP2	15	114	120	112	106	120	98	112	8,5
TP3	36	150	117	114	109	152	101	124	21,7
TP4	54	104	128	145	113	137	127	125	15,1
Espaçamento Dendrítico Secundário - EBF - Al-3,5%Cu em micrometros									
Termopar	Posição (mm)	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Ponto 5	Ponto 6	Média	Desvio Padrão (6)
TP1	5	98	133	104	106	95	96	105	14,3
TP2	15	90	120	99	106	120	120	109	12,9
TP3	36	131	117	112	109	120	117	118	7,6
TP4	54	104	128	141	125	110	127	122	13,4

Assim, pode-se gerar o gráfico que acompanha a evolução dos espaçamentos dendríticos secundários para as duas ligas, em função da posição dos termopares, a partir da base de refrigeração até TP4, conforme Figura 5.12.

Em ambos os casos, há uma média crescente que se inicia em TP1 e termina em TP4, o que indica que o espaçamento entre as dendritas secundárias aumentam, como é mostrado também no estudo de ROSA (2004), (Figura 3.28), onde há o mesmo crescimento médio com diferença por volta de 20% da base (Termopar 1), até o topo.

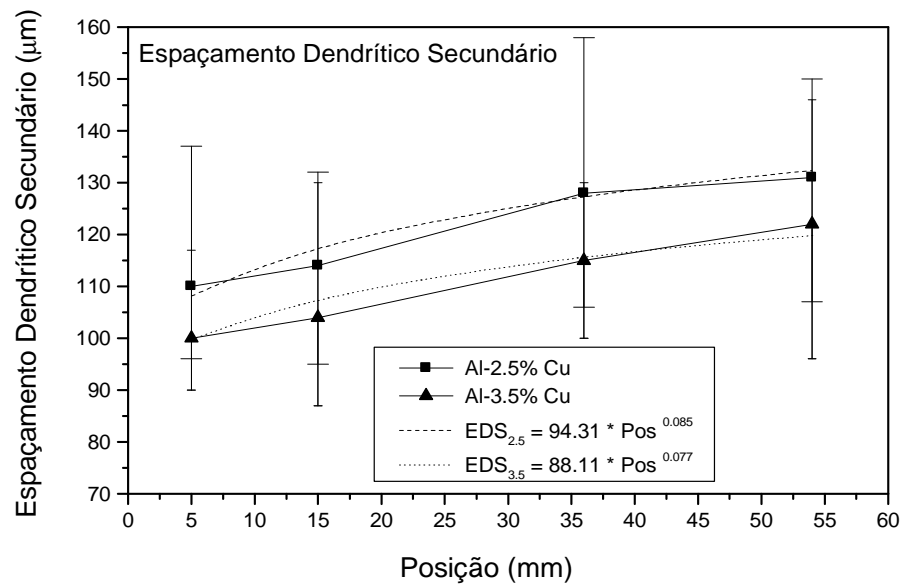


Figura 5.12. Variação dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição do lingote (de TP1 a TP4), para Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

5.4. Análises nas Etapas de Solubilização e Envelhecimento Artificial

Após 12 horas de solubilização em 530°C , as amostras foram resfriadas em água a temperatura ambiente ($\sim 25^{\circ}\text{C}$) e logo em seguida submetidas à análise de dureza e microestrutura. A dureza aumentou na fase de solubilização, pois o cobre encontra-se diluído na matriz, distribuindo a dureza de maneira homogênea. A Tabela 5.5 mostra a evolução da dureza nos primeiros quatro termopares (TP1 a TP4), na região de crescimento colunar para as ligas.

Para a liga com 2,5% de cobre, o aumento médio da dureza entre a estrutura bruta de fusão e a solubilização foi de $\sim 5,6\%$, enquanto para a liga com 3,5% de cobre, o aumento foi de $\sim 1,04\%$. A Figura 5.13 indica a evolução da dureza entre as etapas de estrutura bruta de fusão e pós-solubilização para ambas as ligas.

Tabela 5.5. Dureza após solubilização para as ligas Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

Dureza após solubilização - Al-2,5%Cu em Brinell (HB) de TP1 a TP4						
Termopar	Posição (mm)	Dureza Ponto 1	Dureza Ponto 2	Dureza Ponto 3	Média	Desvio Padrão (σ)
TP1	5	52,6	54,6	53,3	53,5	1,0
TP2	15	55,6	52,6	54,3	54,2	1,5
TP3	36	54,6	55,3	54,3	54,7	0,5
TP4	54	58,3	58,3	58,5	58,4	0,1

Dureza após solubilização - Al-3,5%Cu em Brinell (HB) de TP1 a TP4						
Termopar	Posição (mm)	Dureza Ponto 1	Dureza Ponto 2	Dureza Ponto 3	Média	Desvio Padrão (σ)
TP1	5	55,3	55,3	55,6	55,4	0,2
TP2	15	57,3	56,6	56,6	56,8	0,4
TP3	36	57,3	58	57	57,4	0,5
TP4	54	59	60,6	60,6	60,1	0,9

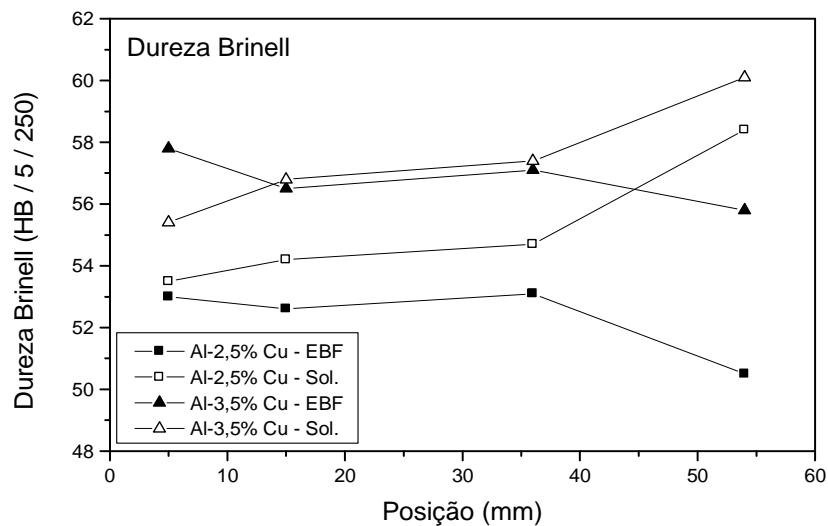


Figura 5.13. Dureza na região de crescimento colunar, nas etapas de EBF e pós-solubilização para ambas as ligas.

A microestrutura pode ser analisada após a etapa de solubilização. Observou-se que as estruturas dendríticas foram diluídas na matriz, embora as amostras tenham mostrado elevada porosidade, conforme mostra a Figura 5.14.

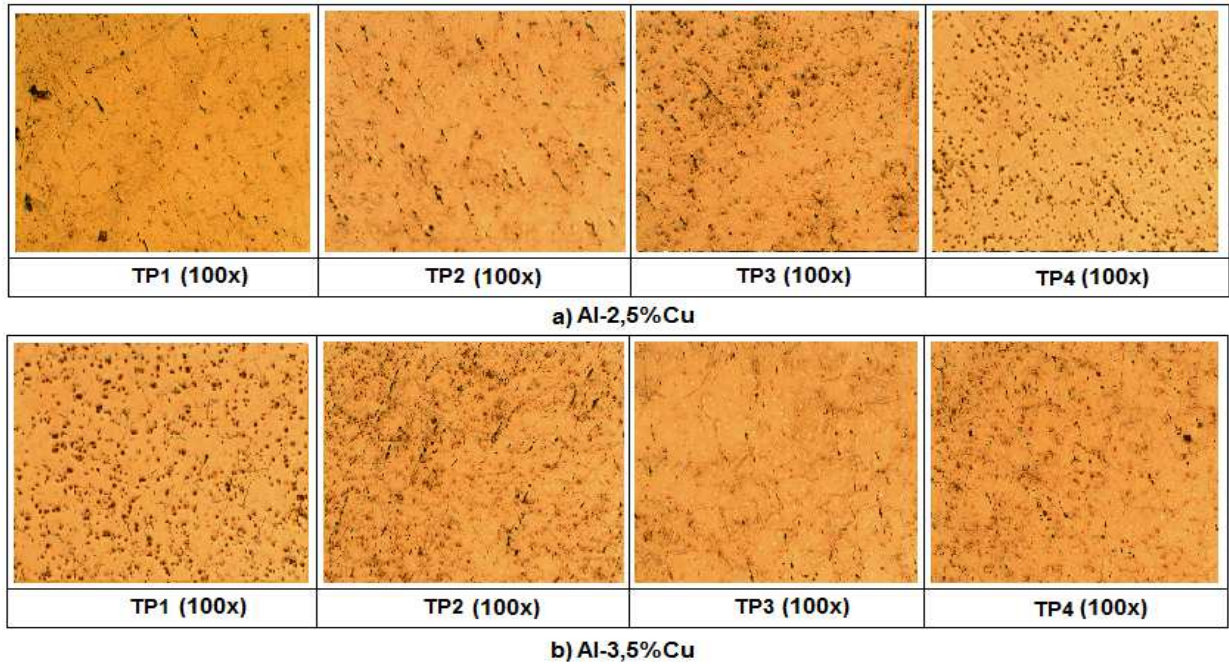


Figura 5.14. Micrografias das amostras pós-solubilização. a)Al-2,5%Cu e b)Al-3,5%Cu.

Após tratamento térmico de envelhecimento, obteve-se os resultados de dureza, como mostrado na Tabela 5.6.

Tabela 5.6. Medição da dureza após tratamento térmico de envelhecimento (155°C, 8h), para as ligas Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

Dureza após Tratamento Térmico de Envelhecimento - Al-2,5%Cu em Brinell (HB) de TP1 a TP4						
Termopar	Posição (mm)	Dureza Ponto 1	Dureza Ponto 2	Dureza Ponto 3	Média	Desvio Padrão (σ)
TP1	5	58,0	58,3	59,6	58,6	0,9
TP2	15	59,0	59,0	59,6	59,2	0,3
TP3	36	58,0	59,6	60,6	59,4	1,3
TP4	54	65,6	63,6	64,3	64,5	1,0
Dureza após Tratamento Térmico de Envelhecimento - Al-3,5%Cu em Brinell (HB) de TP1 a TP4						
Termopar	Posição (mm)	Dureza Ponto 1	Dureza Ponto 2	Dureza Ponto 3	Média	Desvio Padrão (σ)
TP1	5	58,3	58,3	59,0	58,8	0,4
TP2	15	59,0	61,6	60,6	60,4	1,3
TP3	36	60,6	61,6	60,6	60,9	0,6
TP4	54	66,6	66,0	64,3	65,6	1,2

Em comparação aos resultados obtidos pós-solubilização, a Figura 5.15 mostra a evolução da dureza logo após o tratamento térmico de envelhecimento artificial.

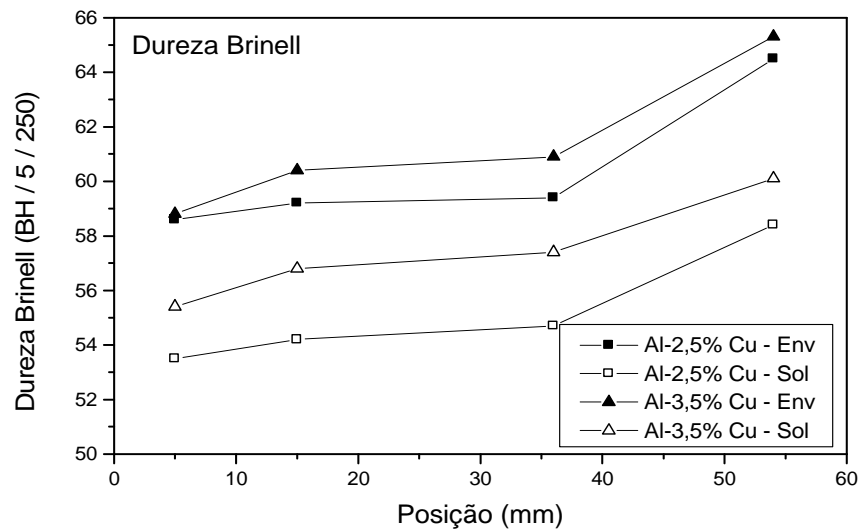


Figura 5.15. Comparação das durezas das ligas pós-solubilização e pós-tratamento térmico artificial.

Conforme esperado, obteve-se um aumento significativo da dureza pós-envelhecimento artificial comparado a estrutura bruta de fusão. Este aumento, considerando a média de todos os termopares de TP1 a TP4, foi em torno de 14%. Os estudos de SILVA (2012), mostrados na Figura 3.9, para envelhecimento artificial da liga Al-4%Cu, envelhecidas a 180°C durante 8 horas, mostrou um aumento, entre dureza da estrutura de fusão até o pico máximo de dureza pós-tratamento de aproximadamente 25%.

Por fim, a 25 dias do tratamento de envelhecimento artificial, novas medidas de durezas foram realizadas conforme mostra a Tabela 5.7.

Tabela 5.7. Medição da dureza após 25 dias do tratamento térmico de envelhecimento artificial para as ligas Al-2,5%Cu e Al-3,5%Cu.

Dureza após 25 dias do Tratamento Térmico de Envelhecimento, Al-2,5%Cu em Brinell (HB) de TP1 a TP4						
Termopar	Posição (mm)	Dureza Ponto 1	Dureza Ponto 2	Dureza Ponto 3	Média	Desvio Padrão (σ)
TP1	5	47,6	47,6	47,6	47,6	0,0
TP2	15	54,3	54,6	53,6	54,7	0,5
TP3	36	53,6	54,6	55,3	54,5	0,9
TP4	54	52,3	54,6	53,3	53,4	1,2

Dureza após 25 dias do Tratamento Térmico de Envelhecimento, Al-2,5%Cu em Brinell (HB) de TP1 a TP4						
Termopar	Posição (mm)	Dureza Ponto 1	Dureza Ponto 2	Dureza Ponto 3	Média	Desvio Padrão (σ)
TP1	5	55,6	57,3	56,6	56,5	0,9
TP2	15	58,0	58,0	59,0	58,3	0,6
TP3	36	56,6	56,6	59,0	57,4	1,4
TP4	54	55,6	55,6	58,0	56,4	1,4

A Figura 5.16 mostra o decaimento da dureza a 25 dias do tratamento, o que revela que houve um pico de dureza entre o envelhecimento artificial das ligas e a data da medição.

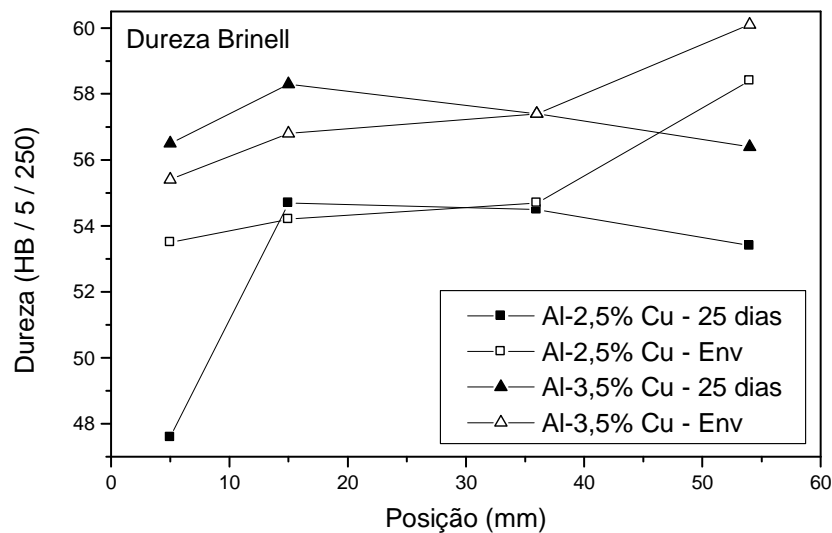


Figura 5.16. Comparação da evolução da dureza das ligas pós tratamento térmico de envelhecimento artificial (TEA - 155°C, 8h) e a 25 dias do tratamento de envelhecimento.

Para uma melhor avaliação, a Tabela 5.8 mostra a média geral para todas as etapas de medição de dureza – estrutura bruta de fusão, solubilização, tratamento de envelhecimento artificial e 25 dias após este tratamento.

Tabela 5.8. Média das durezas para os termopares de TP1 a TP4 entre as etapas.

Média das durezas finais de todas as etapas para Al-Cu2,5%				
Termopar	EBF	Solubilização	Envelhecimento Artificial	25 dias
TP1	53,0	53,5	58,6	47,6
TP2	52,6	54,2	59,2	54,7
TP3	53,1	54,7	59,4	54,5
TP4	49,7	58,4	64,5	53,4

Média das durezas finais de todas as etapas para Al-Cu3,5%				
Termopar	EBF	Solubilização	Envelhecimento Artificial	25 dias
TP1	57,8	55,4	58,8	56,5
TP2	56,5	56,8	60,4	58,3
TP3	57,1	57,4	60,9	57,4
TP4	55,8	60,1	65,6	56,4

A partir destes dados, a Figura 5.17 mostra a evolução da dureza entre todas as etapas do processo desde a obtenção do lingote até a última medição de dureza realizada para a liga Al-Cu2,5%.

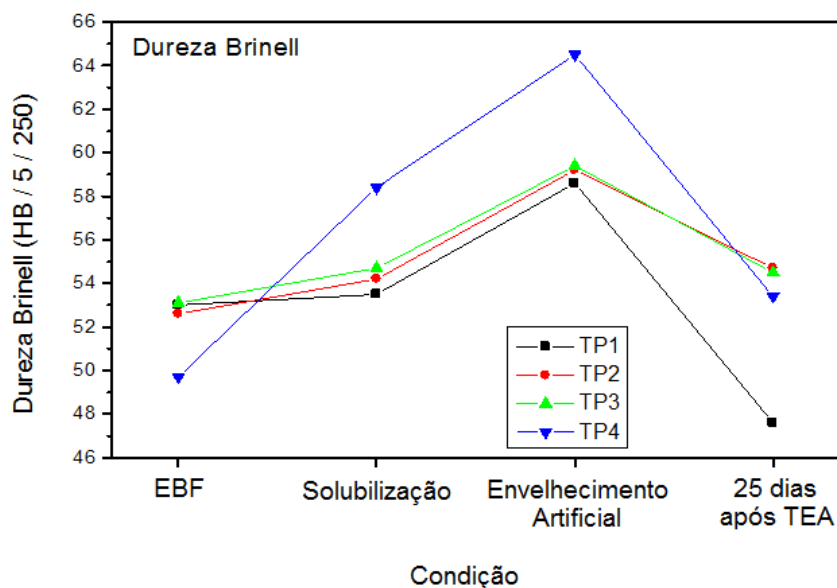


Figura 5.17. Evolução da dureza entre as etapas de medição para a liga Al-2,5%Cu.

Para a liga Al-3,5%Cu, a evolução da dureza Brinell nas etapas de medição é mostrada na Figura 5.18.

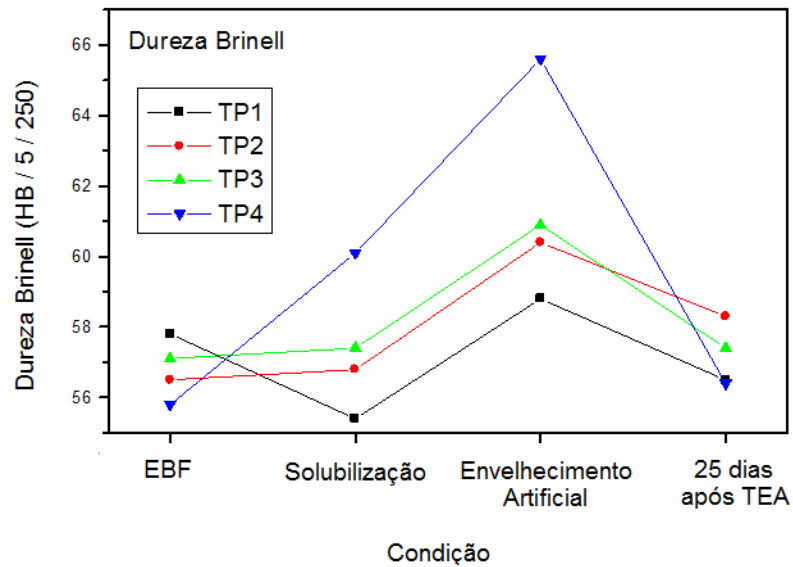


Figura 5.18. Evolução da dureza entre as etapas de medição para a liga Al-3,5%Cu.

Também é possível obter as correlações entre os parâmetros de solidificação, características estruturais e tratamentos térmicos, relacionando-os também com os estudos de referencia. A Figura 5.19 mostra como se comporta os espaçamentos dendríticos secundários em função da velocidade de solidificação.

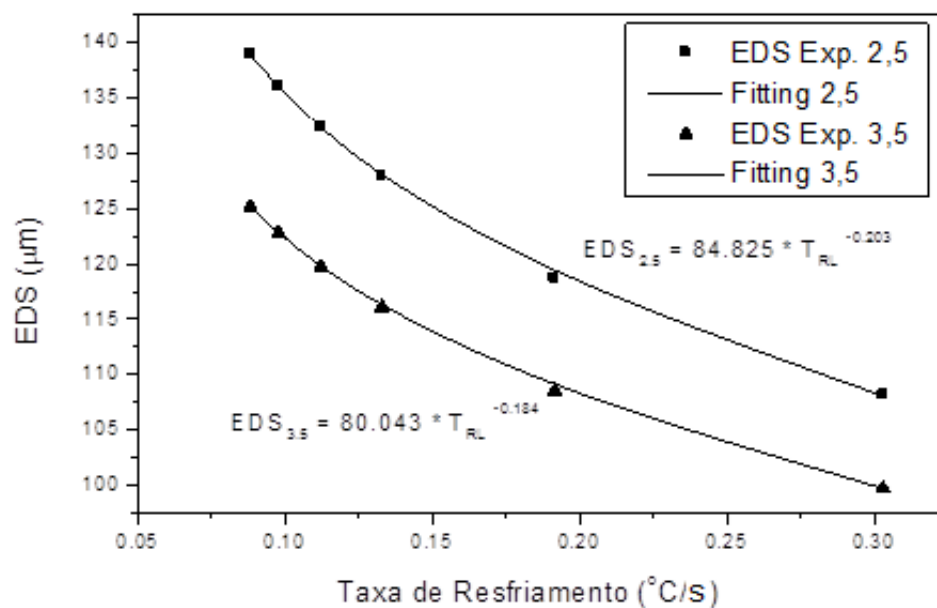


Figura 5.19. Evolução do espaçamento dendrítico secundário (EDS) em função taxa de resfriamento.

Outra característica importante obtida, foi a análise do comportamento da dureza em função do aumento do espaçamento dendrítico secundário, como pode ser observado na Figura 5.20. É notório que a dureza diminui à medida que aumenta o espaçamento dendrítico secundário. Este comportamento também é observado na Figura 27, por REIS (2013).

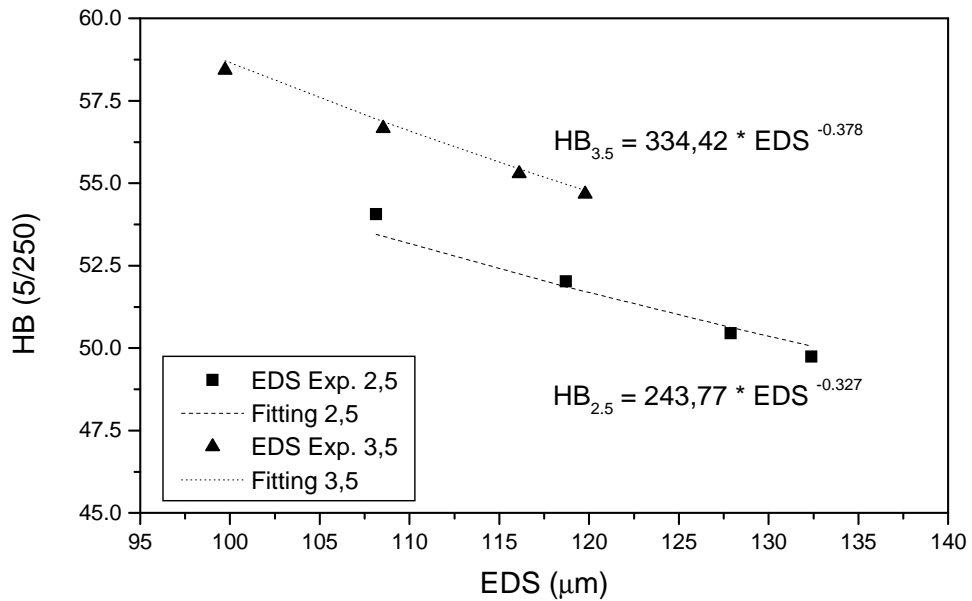


Figura 5.20. Comportamento da dureza em função do espaçamento dendrítico secundário.

A partir dos resultados, pode-se constatar a importância do teor de cobre nas ligas de alumínio, assim como foi observado que os parâmetros da metodologia, como temperatura e tempo de tratamento térmico e forma de resfriamento também influenciam nos resultados finais.

6. CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos e das análises realizadas, pode-se concluir que.

- o teor de cobre influencia diretamente nas características relacionadas à cinética de solidificação, indicando que quanto maior o teor de cobre, maiores são as velocidades de solidificação e as taxas de resfriamento, acarretando em um maior comprimento da zona colunar (aproximadamente 12% maior na liga Al-3,5%Cu quando comparada à liga Al-2,5%Cu);
- o teor de cobre mostrou-se influente também nas características microestruturais, revelando que quanto maior a concentração de cobre, mais refinadas são os espaçamentos dendríticos secundários em todas as posições (aproximadamente 10% menor na liga Al-3,5%Cu quando comparada à liga Al-2,5%Cu);
- as durezas obtidas ao longo dos lingotes na condição bruta de solidificação foram em torno de 8% maiores na liga Al-3,5%Cu em relação à liga Al-2,5%Cu;
- quase não houve variações nos valores de dureza logo após a etapa de solubilização. No entanto, após a etapa de envelhecimento artificial, o aumento foi em torno de 8% para a liga Al-2,5%Cu e 7% para a liga Al-3,5%Cu quando comparadas à condição solubilizada, para todas as posições;
- a dureza após 25 dias indicou o início do processo de superenvelhecimento, com diminuição dos valores para ambas as ligas em todas as posições ao logo dos lingotes;

- foram obtidas expressões correlacionando os diferentes parâmetros térmicos de solidificação [$V_L=f(P_L)$; $G_L=f(P_L)$; e $T_{RL}=f(P_L)$] com as ligas, suas posições e características estruturais [$EDS=f(T_{RL})$], bem como valores de dureza nas condições bruta de solidificação e envelhecida artificialmente com os parâmetros dos tratamentos térmicos [$HB_{EBF}=f(EDS)$].

É importante observar que a literatura apresenta muitos estudos sobre os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento em ligas conformáveis, variando o teor de cobre. Porém, são pouco parametrizadas as relações existentes entre o percentual de cobre, os tempos e temperaturas utilizados nos tratamentos térmicos de solubilização e tratamento térmico de envelhecimento artificial, principalmente para ligas com estruturas brutas de solidificação.

7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Como forma de contribuição para trabalhos futuros dentro da pesquisa de materiais metálicos, em especial de ligas alumínio-cobre, pode-se citar dentre outras propostas:

- Avaliar diferentes vazões e formas de arrefecimento forçado dentro das mesmas condições de solidificação unidirecional. Desta maneira, podem-se estudar as influencias deste importante parâmetro que influencia diretamente na estrutura final.

- Apresentar um controle mais aprimorado da fusão e solidificação em prol da diminuição de porosidades e imperfeições oriundas da fusão e solidificação da liga.

- Avaliar os resultados para outros teores de cobre na matriz de alumínio.

- Utilizar outras temperaturas e tempos de forno nos tratamentos de envelhecimento artificial, otimizando os resultados de dureza e correlacionando-os com os teores de cobre.

- Avaliar os resultados de outros ensaios mecânicos, destrutivos e não destrutivos em especial à corrosão e desgaste, uma vez que ligas de base alumínio com adição de cobre são amplamente utilizadas para este fim.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. **Guia Técnico do Alumínio: Tratamento e Superfície.**, 3 ed. Ed. ABAL: São Paulo, 2005. v. 3, 288p.

ABIS, S.; MASSAZZA, M.; MENGUCCI, P.; RIONTINO, P. Early ageing mechanism in a high-copper AlCuMg alloy. **Scripta Materialia**, v.45, p.685-691, 2001.

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas. **Alumínio e Suas ligas, NBR 6834.** Ed. ABNT, Rio de Janeiro, 2000. 3 p.

ANDRADE, Ricardo Batista de. **Análise da Influência da Geometria e do Material do Molde na Formação da Microestrutura de Ligas Alumínio-Cobre.** Campinas, 2003. 104 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Departamento de Materiais, UNICAMP, SP.

ASHBY, Michael F. **Engineering Materials: An Introduction to Properties, Applications and Design, v.1.** Ed. Elsevier: Londres, 2005. 448 p.

ASKELAND, Donald R. **The Science and Engineering of Materials.** Ed. CL Engineering: Michigan, 2015. 960 p.

ASM American Society of Materials. **Handbook Vol 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.** ASM International. Ohio, USA, 1990. 1328 p.

ASM American Society of Materials. **ASM Specialty Handbook: Aluminium and Aluminium Alloys.** ASM International, Ohio, USA, 1993. 784 p.

BARCELLOS, V. K.; FERREIRA, C. R. F.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A.; GARCIA, J. A. The Interrelation between Casting Size, Steel Grade, and Temperature Evolution Along the Mold Length and at the Strand Surface during Continuous Casting of Steel. **Materials and Manufacturing Processes**, v.26, n.1, p.113-126, 2011.

BOCCALINI, M.; GOLDENSTEIN, H. Solidification of high speed steels. **International Materials Reviews**, v.46, n.2, p. 92-108, 2001.

COSTA, E. M.; COSTA, C. E.; VECCHIA, F. D.; RICK, C.; SCHERER, M.; SANTOS, C. A.; DEDAVID, B. A. Study of the influence of copper and magnesium additions on the microstructure formation of Zn–Al hypoeutectic alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v.488, p.89–99, 2010.

EID, Marco Antônio. **Análise de Solidificação Sob Fluxo de Calor Radial Cilíndrico**. Campinas, 2007. 90 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, SP.

ELGALLAD, E.M.; SAMUEL, F. H.; DOTY, H. W. Machinability aspects of new Al-Cu alloys intended for automotive castings. **Journal of Materials Processing Technology**, v.210, n.13, p. 1754–1766, 2010.

FERRANDINI, P. L.; RIOS, C. T.; DUTRA, A. T.; JAIME, M. A.; MEI, P. R.; CARAM, R. Solute segregation and microstructure directionally solidified austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v.435-436, p.139-144, 2006.

FERREIRA, I. L.; SIQUEIRA, C. A.; SANTOS, C.A .A; GARCIA, A. Theoretical and experimental analysis of inverse segregation during unidirectional solidification of an Al–6.2 wt.% Cu alloy. **Scripta Materialia**, v.49, p.339–344, 2003.

FERRI, T. V.; FIGUEIREDO, A. P.; FERREIRA, C. R. F.; HORMAZA, W. A.; SANTOS, C. A.; SPIM, J. A. Mechanical properties as a function of microstructure in

the new Mg–Al–Ca–La alloy solidified under different conditions. **Materials Science and Engineering A**, v.517, p. 4624–4632, 2010.

FU, S.; YI, D-Q.; LIU, H-Q.; JIANG, Y.; WANG, B., HU, Z. Effects of external stress aging on morphology and precipitation behavior of θ ''phase in Al-Cu alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v.24, n.7, p.2282-2288, 2014.

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

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

GAVGALI, M.; AKSAKAL, B. Effects of various homogenisation treatments on the hot workability of ingot aluminium alloy AA2014. **Materials Science and Engineering A** v.254, p.189–199, 1998.

JANG, J-H.; NAM, D-G.; PARK, Y-H.; PARK, I-M. Effect of solution treatment and artificial aging on microstructure and mechanical properties of Al-Cu alloys. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v.23, n.3, p.631-635, 2013.

MANDOLFO, Lúcio F. **Aluminium Alloys: Structure and Properties**. Ed. Butterworths: Nova York, 2000. 971 p.

MELLO, M. L. N. M.; RIZZO, E. M. S., SANTOS, R. G. Numerical model to predict the position, amount and size of microporosity formation in Al–Cu alloys by dissolved gas and solidification shrinkage. **Materials Science and Engineering A**, v.374, p.351–361, 2004.

MCKEOWN, J. T.; et all. In situ transmission electron microscopy of crystal growth-mode transitions during rapid solidification of a hypoeutectic Al-Cu alloy. **Acta Materialia**, v.65, n.15, p.56-68, 2014.

MURRAY, J.L. The Al-Cu (Aluminum-Copper) System. **Bulletin of Alloy Phase Diagrams**, v.1, n.1, 1985. 32p.

OSÓRIO, 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 Engenharia Mecânica) Departamento de Materiais, UNICAMP, SP.

OSÓRIO, W. R. R.; SANTOS, C. A.; QUARESMA, J. M. V.; GARCIA, A. Mechanical properties as a function of thermal parameters⁴ and microstructure of Zn–Al castings. **Journal of Materials Processing Technology**, v.6938, p. 1-7, 2003.

PAIXÃO, Thiago Antônio. **Influência dos Parâmetros na Formação da Microestrutura de Ligas Ternárias Al-Cu-Si Solidificadas Direcionalmente**. Belém, 2013. 105 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia Mecânica, UFPA, PA.

REIS, Bernardo. **Influência da Estrutura de Solidificação nas Condições de Solubilização da Liga Al-4,0%Cu**. Porto Alegre, 2009. 122 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Mecânica) Programa de Pós Graduação em Engenharia e Tecnologia dos Materiais, PUCRS, RS.

REIS, B. R.; FRANÇA, R.P.; SPIM, J.A., GARCIA, A.; SANTOS, C.A. The effects of dendritic arm spacing (as-cast) and aging time (solution heat-treated) of Al-Cu alloy on hardness. **Journal of Alloys Compounds**, v.549, n.5, p.324-335, 2013.

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**, v.31A, n.12, p.3167-3178, 2000.

ROCHA, O. F. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. Theoretical – experimental analysis of cellular and primary dendritic spacings during unidirectional solidification of Sn-Pb alloys. **Materials Research**, v.5, n.3, p.391-397, 2002.

ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys. **Materials Science and Engineering A**, v.347, p.59-69, 2003.

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

SÁ, F.; ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. The effect of solidification variables on tertiary dendrite arm spacing in unsteady-state directional solidification of Sn–Pb and Al–Cu alloys. **Materials Science and Engineering A**, v.373, p.131–138, 2004.

SANTOS, V. L. G.; BARCELLOS, V. K.; FERREIRA, C. R. F.; SANTOS, C. A.; SPIM, J. A. Microstructural Analysis of the Special Steels Produced by Continuous Casting Process. **Materials and Manufacturing Processes**, v.27, n.11, p.1198-1207, 2012.

SILVA, Aline da. Influência da Temperatura de Envelhecimento na Tenacidade ao impacto da liga AA2024. **VI Conferência Brasileira Sobre Temas de Tratamento Térmico**. Itajubá, 2012. 2 p. Universidade Federal de Itajubá, MG.

SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.33, p.2107-2118, 2002.

SPINELLI, J, E.; ROSA, D. M.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. Influence of melt convection on dendritic spacings downward unsteady-state directionally solidified Al-Cu alloys. **Materials Science & Engineering A**, v.383, n.2, p.271-282, 2004.

SPINELLI, J, E.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. Influence of melt convection on the columnar to equiaxed transition and microstructure of downward unsteady-state directionally solidified Sn-Pb alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v.384, p.217-226, 2004.

VIEIRA, Ronan Miller. Influência da Temperatura e do Tempo nos Processos de Solubilização e Envelhecimento (T6) De Uma Nova Liga Al4,8%Cu Reciclada. **II Workshop de Ciência e Tecnologia em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do PROPEMM**. Vitória, 2012. 6 p. IFES, ES.

ZHIQIANG, C.; FEI, J.; XINGGUO, Z.; HAI, H.; JUNZ, J. Microstructures and mechanical characteristics of electromagnetic casting and direct-chill casting 2024 aluminum alloys. **Materials Science and Engineering A**, v.327, p.133-137, 2002.

ZOQUI, E. J.; ROBERT, M. H. Structural modifications in rheocast Al-Cu alloys by heat treatment and implications on mechanical properties. **Journal of Materials Processing Technology**, v.78, p.198-203, 1998.