



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

MARCELO TORRES DE OLIVEIRA

Avaliação do Efeito dos Tratamentos Térmicos de Solubilização
e Envelhecimento Artificial na Microestrutura e Propriedade
Mecânica de Ligas do Sistema Al-Cu Obtidas por Solidificação
Unidirecional

MARABÁ – PA
2010

MARCELO TORRES DE OLIVEIRA

Avaliação do Efeito dos Tratamentos Térmicos de Solubilização
e Envelhecimento Artificial na Microestrutura e Propriedade
Mecânica de Ligas do Sistema Al-Cu Obtidas por Solidificação
Unidirecional

Trabalho de conclusão de curso apresentado a
Faculdade de Engenharia de Materiais como
requisito parcial para obtenção do título de
Engenheiro de Materiais.

Orientador: Prof. M.Sc. Alacid do Socorro Siqueira Neves

MARABÁ-PA
2010

MARCELO TORRES DE OLIVEIRA

Avaliação do Efeito dos Tratamentos Térmicos de Solubilização
e Envelhecimento Artificial na Microestrutura e Propriedade
Mecânica de Ligas do Sistema Al-Cu Obtidas por Solidificação
Unidirecional

Trabalho de conclusão de curso apresentado a
Faculdade de Engenharia de Materiais como
requisito parcial para obtenção do título de
Engenheiro de Materiais.

Data de aprovação: ____/____/____

Banca Examinadora:

Prof. M.Sc. Alacid do Socorro Siqueira Neves - Orientador
FEMAT / UFPA

Prof. Dr. Múcio Marcos da Silva Nóbrega
FEMAT / UFPA

Prof. M.Sc. Clesianu Rodrigues de Lima
FACEN / UFPA

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais,

João Saraiva de Oliveira e Mirian Torres de Oliveira,

à minha esposa,

Ediane de Oliveira Sobrinho,

Ao meu filho,

Marcelo Torres de Oliveira Filho,

e aos meus irmãos,

Joábia, Janaina, Juliana e Rafael.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus pela sabedoria e saúde, virtudes que sempre pedi a ele, e que nunca me foram negadas. Agradeço também a meus pais João e Mirian, pelo amor e compreensão nos momentos em que estive distante.

Agradeço também ao Professor M.Sc. Alacid do Socorro Siqueira Neves, pela confiança e ensinamentos.

À Universidade Federal do Pará – Faculdade de Engenharia de Materiais, pela minha formação em Engenheiro de Materiais.

À toda a turma de Engenharia de Materiais 2005 e em especial aos meus amigos: Kerlon, Crystopher, Flaviano, Renan e Julio César pela amizade e companheirismo.

E por fim a todos que de alguma forma contribuíram para minha formação.

*“Eu tenho muitos amigos,
Tenho discos e livros,
Mas quando eu mais preciso,
Eu só tenho você:
DEUS”*

Humberto Gessinger

RESUMO

Neste trabalho analisou-se os efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial (T6) na microestrutura e propriedade mecânica das ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu e Al-8%Cu obtidas por solidificação unidirecional. As ligas foram solidificadas em um dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente. O tratamento de solubilização foi realizado a 560°C durante uma hora, seguido de resfriamento em água. O tratamento de envelhecimento foi realizado nas temperaturas de 150, 180 e 210 °C por 8 horas, também seguido de resfriamento em água. A análise microestrutural foi realizada por microscopia ótica com o objetivo de observar as modificações causadas pelos tratamentos térmicos, o comportamento mecânico foi avaliado a partir de ensaio de dureza Brinnell. Ao final do trabalho verificou-se que os tratamentos de solubilização e envelhecimento artificial (T6) não causou mudanças significativas na microestrutura das ligas, no entanto, ocorreu um significativo aumento da dureza em função da precipitação de uma segunda fase com melhores propriedades mecânicas.

Palavras Chaves: Tratamento Térmico, Modificação Estrutural, Ligas Al-Cu.

ABSTRACT

In this study we analyzed the effects of solution heat treatment and artificial aging (T6) on the microstructure and mechanical properties of alloys Al-2% Cu, Al-5% Cu and Al-8% Cu obtained by unidirectional solidification. The alloys were solidified in a device for vertical upward unidirectional solidification. The solubilization treatment was conducted at 560°C for one hour followed by cooling in water. The aging treatment was carried out at temperatures of 150, 180 and 210°C for 8 hours, also followed by cooling in water. The microstructural analysis was carried out by optical microscopy in order to observe the changes caused by heat treatments, the mechanical behavior was evaluated from hardness Brinnell. At the end of the work it was found that the treatments of solubilization and artificial aging (T6) did not cause significant changes in the microstructure of the alloys, however, there was a significant increase in hardness depending on the precipitation of a second phase with better mechanical properties.

Keywords: Heat Treatment, Structural Modification, Al-Cu alloys.

LISTA DE FIGURAS

1.	Figura 2.1 – Comportamento da liga Al-Cu resfriada lentamente.....	18
2.	Figura 2.2 – Diagrama de fases Al-Cu, destaque para as regiões de formação das zonas GP metaestáveis θ'' e θ' (BUSQUIM, 2007).....	20
3.	Figura 2.3 – Esquema do tratamento de solubilização (PORÁS, 2009).....	24
4.	Figura 2.4 – Esquema do tratamento de envelhecimento artificial (Adaptado de CALLISTER, 2007).....	25
5.	Figura 2.5 – Diagrama de fases hipotético para uma liga endurecível por precipitação com composição C_0 (CALLISTER, 2007).....	26
6.	Figura 2.6 – Detalhe do diagrama de equilíbrio Al-Cu (BRADASCHIA, 2002).....	27
7.	Figura 2.7 – (a) Diagrama de fases em equilíbrio do sistema Al-Cu e (b) esquema dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial (CALLISTER, 2007).....	28
8.	Figura 2.8 – Representação esquemática do comportamento de propriedades mecânicas em função do tempo de envelhecimento (Adaptado de CALLISTER, 2007).....	29
9.	Figura 2.9 – Comportamento de propriedades mecânicas em função do tempo de envelhecimento para a Liga de alumínio 2014 (0,9%Si; 4,4%Cu; 0,8%Mn; 0,5%Mg) (CALLISTER, 2007).....	30
10.	Figura 3.1 – Fluxograma do Procedimento Experimental.....	31
11.	Figura 3.2 – (a) Cadinho de carbetto de silício, (b) Forno elétrico utilizado na fusão das ligas e (c) Balança digital utilizada para pesagem dos materiais para obtenção das ligas.....	32
12.	Figura 3.3 – (a) Termopar acoplado a um plug-conector ; (b) Sistema de aquisição de dados e, (c) Software utilizado no registro das temperaturas envolvidas nos experimentos.....	33
13.	Figura 3.4 – Representação Lingoteira de aço inoxidável SAE 310: (a) Lingoteira com chapa molde, (b) corte longitudinal e (c) Dimensões com posição dos termopares (mm).....	34

14.	Figura 3.5 - Representação da chapa molde de aço inoxidável SAE 310: (a) chapa molde, (b) corte 90° e (c) corte com dimensões (mm).....	34
15.	Figura 3.6 - (a) Microscópio óptico com interface digital e (b) Durômetro portátil.....	35
16.	Figura 3.7 - Diagrama de Fases Al-Cu (KANICKI, 1988).....	37
17.	Figura 3.8 – Curva de resfriamento utilizada para quantificar e qualificar a liga Al-8%Cu.....	37
18.	Figura 3.9 – Vazamento da liga: (a) Homogeneização mecânica, (b) Vazamento e (c) Lingote solidificado.....	38
19.	Figura 3.10 – (a) Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente, (b) Esquema do dispositivo de solidificação.....	38
20.	Figura 3.11 – Processo de solidificação direcional: (a) Posicionamento da lingoteira, (b) Lingoteira posicionada, (c) Acionamento do dispositivo, (d) Isolamento térmico superior, (e) Dispositivo com isolamento superior, (f) Lingote solidificado.....	39
21.	Figura 3.12 - Esquema experimental utilizado no processo de solidificação unidirecional.....	40
22.	Figura 3.13 – Esquema de preparação das amostras: (a) lingote inteiro, (b) Lingote seccionado para revelação da macroestrutura, (c) Lingote seccionado para revelação da microestrutura.....	41
23.	Figura 3.14 – Equipamento de eletropolimento e ataque eletrolítico.....	41
24.	Figura 3.15 – Microscópio óptico com interface com microcomputador.....	42
25.	Figura 3.16 – Método para quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários, (Peres, 2005).....	42
26.	Figura 3.17 – Forno mufla para tratamentos térmicos.....	43
27.	Figura 4.1 – Macroestruturas: (a) Al-2%Cu; (b) Al-5%Cu e (c) Al-8%Cu.....	45
28.	Figura 4.2 – Macroestruturas das ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu e Al-8%Cu, nas posições 3mm e 50mm em relação a base.....	46
29.	Figura 4.3 – Espaçamentos Dendríticos Secundários para as posições 3, 5, 7, 20, 30, 50 e 70 mm em relação à base do lingote para liga Al-2%Cu.....	59
30.	Figura 4.4 – Espaçamentos Dendríticos Secundários para as posições 3, 5, 7, 20, 30, 50 e 70 mm em relação à base do lingote para liga Al-5%Cu.....	50

31.	Figura 4.5 – Espaçamentos Dendríticos Secundários para as posições 3, 5, 7, 20, 30, 50 e 70 mm em relação à base do lingote para liga Al-8%Cu.....	50
32.	Figura 4.6 – Microestrutura da liga Al-2%Cu, envelhecida por 8 horas a: (a) 150 °C, (b) 180 °C e (c) 210 °C. Posição 3mm em relação a base.....	52
33.	Figura 4.7 – Gráfico: EDS x Posição para a liga Al-2%Cu em diferentes temperaturas de envelhecimento.....	53
34.	Figura 4.8 – Gráfico Dureza x Temperatura de Envelhecimento para as amostras da liga Al-2%Cu.....	54
35.	Figura 4.9 – Microestrutura da liga Al-2%Cu envelhecida a 210°C, com destaque para os poros.....	54
36.	Figura 4.10 – Microestrutura da liga Al-5%Cu, envelhecida por 8 horas a: (a) 150 °C, (b) 180 °C e (c) 210 °C. Posição 3mm em relação a base.....	55
37.	Figura 4.11 – Gráfico: EDS x Posição para a liga Al-5%Cu em diferentes temperaturas de envelhecimento.....	56
38.	Figura 4.12 – Microestrutura da liga Al-5%Cu envelhecida a 180°C, com destaque para regiões com alto número de precipitados.....	56
39.	Figura 4.13 – Gráfico Dureza x Temperatura de Envelhecimento para as amostras da liga Al-5%Cu.....	57
40.	Figura 4.14 – Microestrutura da liga Al-8%Cu, envelhecida por 8 horas a: (a) 150 °C, (b) 180 °C e (c) 210 °C. Posição 3mm em relação a base.....	58
41.	Figura 4.15 – Gráfico: EDS x Posição para a liga Al-8%Cu em diferentes temperaturas de envelhecimento.....	59
42.	Figura 4.16 – Gráfico: Dureza x Temperatura de Envelhecimento para as amostras da liga Al-8%Cu.....	60

LISTA DE TABELAS

1. Tabela 3.1 – valores referentes às massas de Al e Cu utilizado na elaboração das ligas.....	36
2. Tabela 3.2 – Tempo e temperatura para o Envelhecimento artificial.....	44
3. Tabela 4.1 – Posição da TCE em relação a base do lingote.....	46
4. Tabela 4.2 – Médias dos Espaçamentos Dendríticos Secundários.....	48
5. Tabela 4.3 – Valores médios para o ensaio de dureza Brinnell.....	51

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

UFPA	- Universidade Federal do Pará
Al	- Alumínio
Mg	- Magnésio
Si	- Silício
Cu	- Cobre
Zn	- Zinco
°C	- Grau Celsius
cm ³	- Centímetros cúbicos
µm	- Micrômetro
%	- Percentual
V	- Volume
T_L	- Linha liquidus
T_S	- Linha solidus
HB	- Dureza Brinell
d	- Densidade
C	- Concentração
CFC	- Cúbica de Face Centrada
EDS	- Espaçamento Dendritico Secundário
GP	- zonas Guinier-Preston
s	- segundos
mm	- Milímetro
g	- Grama
ASTM	- American Society for Testing and Materials

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
1.1 OBJETIVOS.....	15
1.1.1 OBJETIVO GERAL.....	15
1.1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	15
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS DAS LIGAS DO SISTEMA Al-Cu.....	17
2.1.1 HOMOGENEIZAÇÃO.....	21
2.1.2 SOLUBILIZAÇÃO.....	23
2.1.3 ENVELHECIMENTO.....	27
3 MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1 ANÁLISE EXPERIMENTAL.....	31
3.2 APARATO EXPERIMENTAL DE USO COMUM.....	32
3.3 PREPARAÇÃO DAS LIGAS.....	35
3.4 SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL.....	38
3.5 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL.....	40
3.6 ENSAIO DE DUREZA.....	43
3.7 TRATAMENTO TÉRMICO.....	43
3.7.1 TRATAMENTO DE SOLUBILIZAÇÃO.....	43
3.7.2 ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL.....	44
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	45
4.1 MACROESTRUTURA.....	45
4.2 MICROESTRUTURA.....	46
4.3 PROPRIEDADE MECÂNICA (DUREZA).....	51
4.4 TRATAMENTO TÉRMICO.....	51
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	61
5.1 ASPECTOS MORFOLÓGICOS.....	61
5.2 MICROESTRUTURAS.....	61
5.3 DUREZA.....	61
6 SUGESTÕES	62
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63

1 INTRODUÇÃO

A busca por materiais que apresentem uma boa relação resistência/densidade aliada a outras propriedades tecnológicas de importância para a indústria, geralmente, leva à seleção de uma liga não-ferrosa. As ligas de alumínio encontram uma grande variedade de uso na indústria, pela combinação única de propriedades, tais como: baixa densidade; alta resistência mecânica; resistência à corrosão; reciclabilidade; durabilidade; ductilidade; fácil trabalhabilidade e boa condutividade térmica e elétrica.

As ligas do sistema Al-Cu, conhecidas como ligas da série 2XXX (trabalhadas) e 2XX.X (fundidas) na classificação da Aluminum Association, são bastante utilizadas para aplicações na indústria aeronáutica e automobilística, por aliar baixo peso e boa resistência mecânica. Estas ligas respondem satisfatoriamente a tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento ou endurecimento por precipitação, através deste é possível obter o máximo valor de dureza e resistência em função da temperatura e do tempo de tratamento adotados.

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

Estudos em microscopia eletrônica comprovam que o fenômeno de envelhecimento deve-se à formação de agrupações de átomos de soluto nas denominadas zonas Guinier-Preston (GP), cujo número cresce ao longo do tempo. Nas zonas GP, o efeito endurecedor dessas zonas é devido ao fato de que elas

impedem o movimento de discordâncias na rede cristalina, devido às distorções que nela se originam .

A principal condição para que uma liga possa ser envelhecida ou endurecida por precipitação é que a solubilidade diminua com o decréscimo da temperatura, de forma que uma solução sólida supersaturada possa ser obtida.

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

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

O presente trabalho tem por objetivo fundamental, estudar os efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial (T6) na microestrutura e propriedade mecânica nas ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu e Al-8%Cu obtidas por solidificação unidirecional.

1.1.2 Objetivos Especificos

- Verificar a ocorrência de mudança nas dimensões dos Espaçamentos Dendríticos Secundários decorrentes do tratamento térmico T6.

- Analisar os parâmetros do processo, tais como: Teor de soluto e Temperatura de envelhecimento.
- Analisar a microestrutura e correlacionar os resultados com a propriedade mecânica – Dureza Brinnell– em função do espaçamento dendrítico secundário.

2 REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS DAS LIGAS DO SISTEMA Al-Cu

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

Ainda que a resistência original possa ser aumentada agregando-se certos elementos, as propriedades mecânicas das ligas, com exceção de algumas ligas para fundição, não dependem apenas da sua composição química. Semelhante a outros metais, o alumínio e suas ligas endurecem e aumentam sua resistência quando trabalhados a frio. Além disso, algumas ligas de alumínio possuem a valiosa característica de responder ao tratamento térmico, adquirindo resistências maiores do que as que podem ser obtidas apenas através do trabalho a frio (KISSEL, 2002).

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

Para o caso de resfriamento lento de ligas de Al-Cu com teores abaixo de 5,65%Cu a partir do campo monofásico α , em condições próximas ao equilíbrio termodinâmico e com difusão atômica favorável, as fases se formam segundo diagrama de fases em equilíbrio, consistindo de uma matriz dendrítica de Al- α (alumínio alfa - CFC), com o microconstituente eutético Al_2Cu (constituído pelas fases α e θ) precipitado nas regiões interdendríticas e nos contornos de grãos (Figura 2.1).

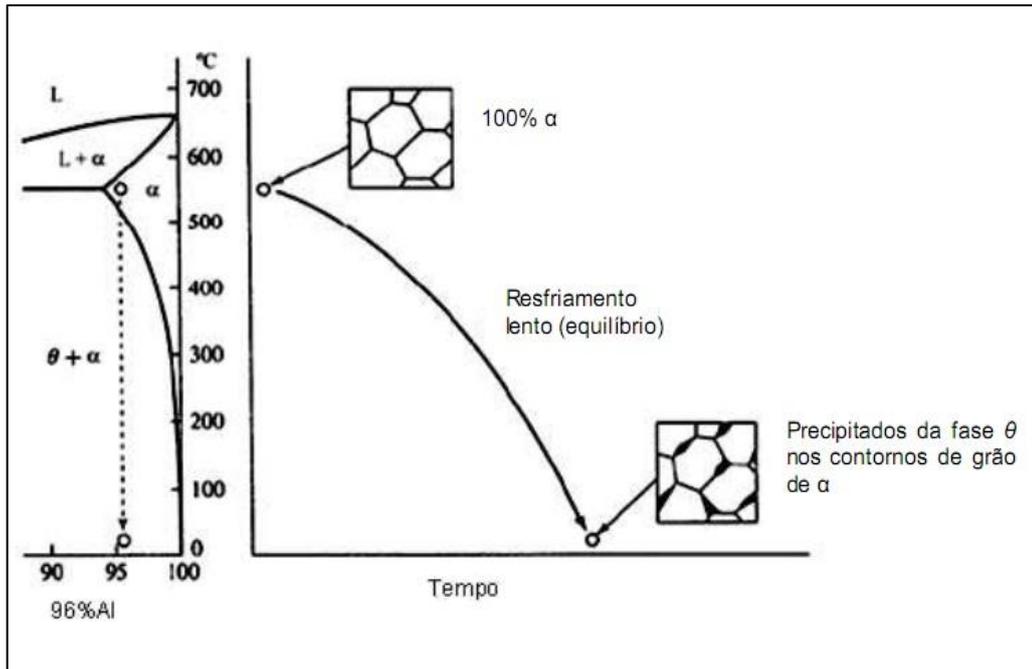


Figura 2.1 – Comportamento da liga Al-Cu resfriada lentamente (GARCIA, 2001).

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

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

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

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

O primeiro precipitado que se forma, com maior rapidez, é apenas a estrutura que logo é substituída por uma fase mais estável passando por uma série de estados metaestáveis no caminho para o equilíbrio. Primeiro, os átomos de cobre agrupam-se em pequenos aglomerados ("*clusters*"), chamados zona GP-1 nos planos {100} da matriz formada por solução sólida de alumínio. De acordo com Garcia (2001), esses aglomerados crescem um pouco e, então, assumem uma estrutura ordenada, sendo então chamados agora de GP-2. Ambos os tipos podem ser observados por meio de técnicas de difração de raios-X.

Com a difusão dos átomos de cobre, as zonas crescem e se tornam partículas. As partículas do precipitado passam então através de duas fases de transição (representadas por θ'' e θ'), antes da formação da fase de equilíbrio θ (Al_2Cu). A fase θ' é uma forma preliminar do composto intermetálico Al_2Cu , cuja estrutura cristalina é coerente e contínua em relação à da fase matriz de Al. A fase de equilíbrio do Al_2Cu (fase θ) é maciça e incoerente com a matriz. A dureza máxima está associada com o máximo do GP-2, que é muito pequena para ser visível ao microscópio óptico (SPIM, 2004).

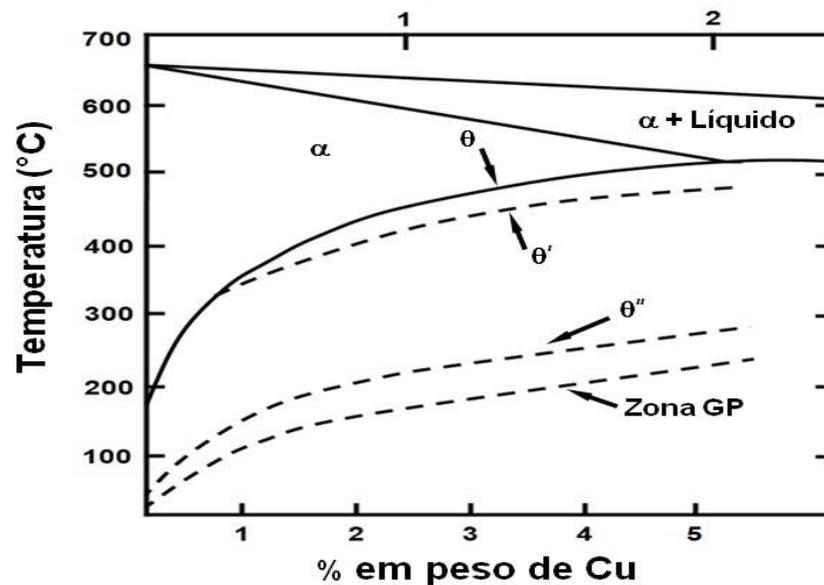


Figura 2.2 – Diagrama de fases Al-Cu, destaque para as regiões de formação das zonas GP metaestáveis θ'' e θ' (BUSQUIM, 2007).

Analisando a Figura 2.2 pode-se observar que as zonas GP são formadas em baixas temperaturas, sendo que as linhas tracejadas indicam que estas fases são metaestáveis. As fases θ'' e θ' estão representadas por linhas tracejadas, pois são fases metaestáveis, que com a elevação da temperatura ou tempos prolongados de tratamento térmico se transformam em compostos de equilíbrio termodinâmico, que vem a ser θ em linha sólida.

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

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

surgimento de discordâncias de interface entre o precipitado e a matriz, que está associada a uma pequena queda de dureza.

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

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

2.1.1 Homogeneização

Um dos mais importantes tratamentos térmicos comerciais é o tratamento de homogeneização de fundidos. Consiste na manutenção da liga a uma temperatura elevada para eliminar ou diminuir por difusão, a segregação química e seguida de um resfriamento lento. A temperatura e o tempo utilizados nesse tratamento dependem da taxa de difusão e da estrutura original da peça (SPIM, 2004).

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

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

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

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

O termo homogeneização é normalmente usado para designar o tratamento de ligas monofásicas, enquanto os tratamentos que objetivam a dissolução de segundas fases são mais conhecidos como solubilização (CALLISTER, 2002).

2.1.2 Solubilização

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

De acordo com Callister (2002), no tratamento térmico de solubilização todos os átomos de soluto são dissolvidos para formar uma solução sólida monofásica. A solubilização consiste em aquecer o material a uma temperatura bem elevada em um campo monofásico, de tal modo que nesta temperatura, com os coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio já suficientemente aumentados, seja possível a migração desses átomos, proporcionando a dissolução completa.

Esta etapa do tratamento térmico é fundamental para assegurar que o envelhecimento subsequente, realizado em temperatura bem mais baixa e tempo mais prolongado, ocorram de modo controlado, de tal maneira que os precipitados sejam formados de forma controlada, principalmente no que se refere ao tamanho dos mesmos e conseqüentemente sua coerência com a matriz (QUARESMA, 2000).

O objetivo do tratamento de solubilização é pôr em uma solução sólida a maior quantidade possível de átomos de soluto do cobre na matriz rica em alumínio (Figura 2.3). Para algumas ligas a temperatura na qual a máxima quantidade de soluto pode estar dissolvida corresponde à temperatura eutética. Sendo assim, as temperaturas de solubilização devem ser limitadas a um nível seguro no qual as conseqüências do superaquecimento e da fusão parcial sejam evitadas. A liga Al-Cu apresenta essa característica que permite maior tolerância de temperaturas de solubilização. Mesmo assim, o limite superior de temperatura de solubilização deve levar em conta outros fenômenos, como o crescimento de grão, efeitos de superfície, economia e operacionalidade (ASM HANDBOOK, 1984).

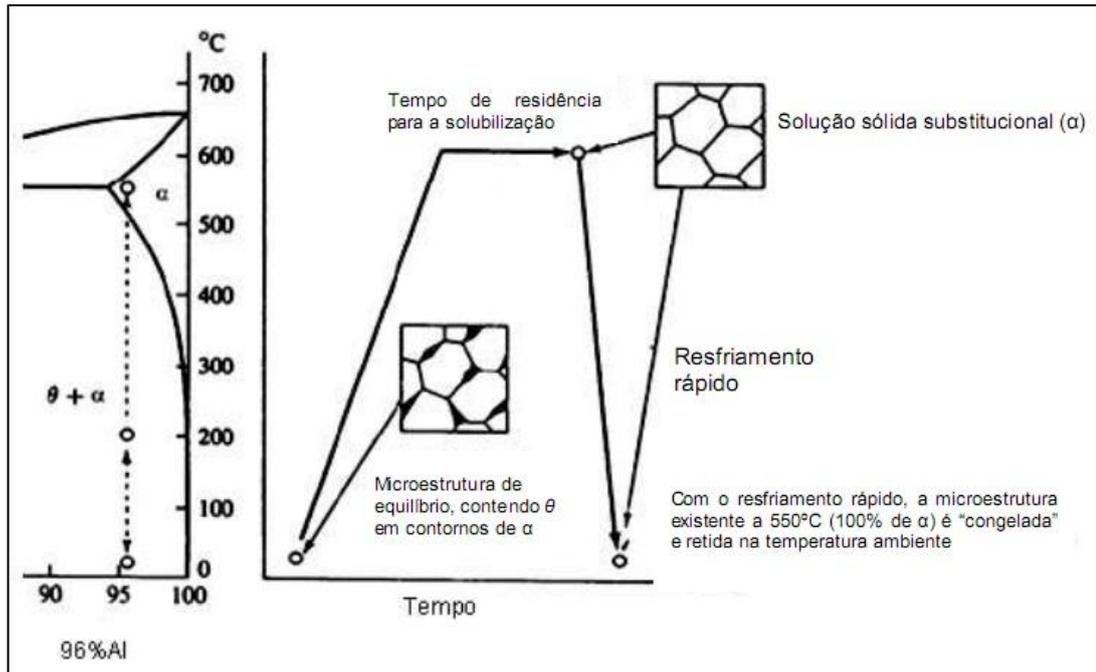


Figura 2.3 – Esquema do tratamento de solubilização (PORÁS, 2009).

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

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

Pode-se identificar na Figura 2.4, o cobre ainda não dissolvido na matriz de alumínio, quando ainda na temperatura ambiente, de aproximadamente 25°C, antes da solubilização.

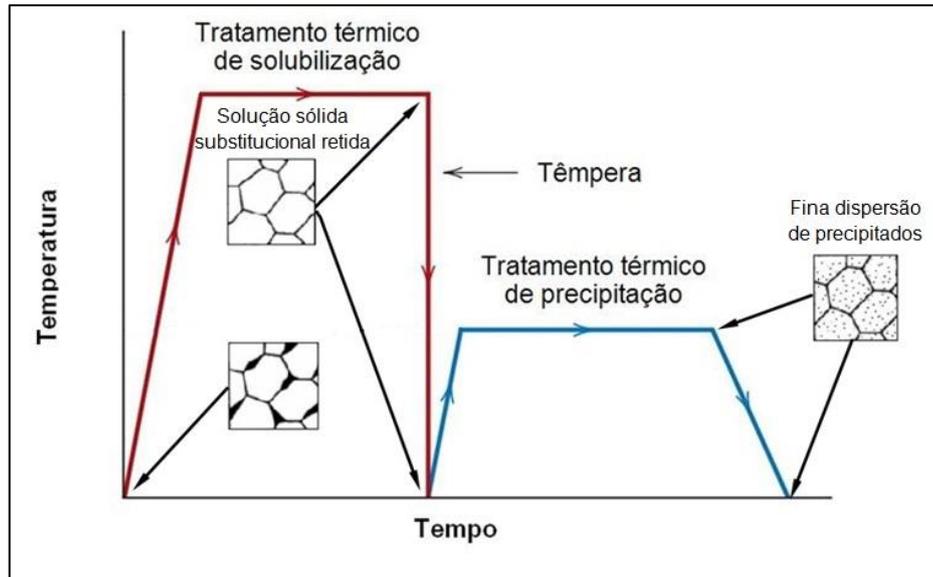


Figura 2.4 – Esquema do tratamento de envelhecimento artificial (Adaptado de CALLISTER, 2007).

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

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

O meio de resfriamento rápido mais usado é a água, embora, caso seja necessária uma taxa de resfriamento mais baixa, possam ser usados diversos líquidos orgânicos como meios de resfriamento rápido. O resfriamento ao ar é muito

lento para a maioria das ligas de alumínio, permitindo o prosseguimento do processo de precipitação, embora não seja tão lento como o resfriamento ao forno, evidentemente (NAZARENO, 2007).

A Figura 2.5 representa um diagrama geral de equilíbrio para uma liga metálica hipotética. Se esta liga for aquecida até a temperatura T_0 , ela só poderá conter a fase α . Caso fosse até a temperatura T_2 , a situação normal seria ter as fases α e β , mas se a liga for temperada (resfriada rapidamente até a temperatura T_1), a difusão é bloqueada e o resultado é uma solução sólida supersaturada. Em um posterior aquecimento (T_2) e manutenção desta temperatura por um tempo determinado, esta situação levaria à precipitação da fase beta até que sua concentração se torne a permitida pela linha de equilíbrio que cruza a vertical C_α (CALLISTER, 2005).

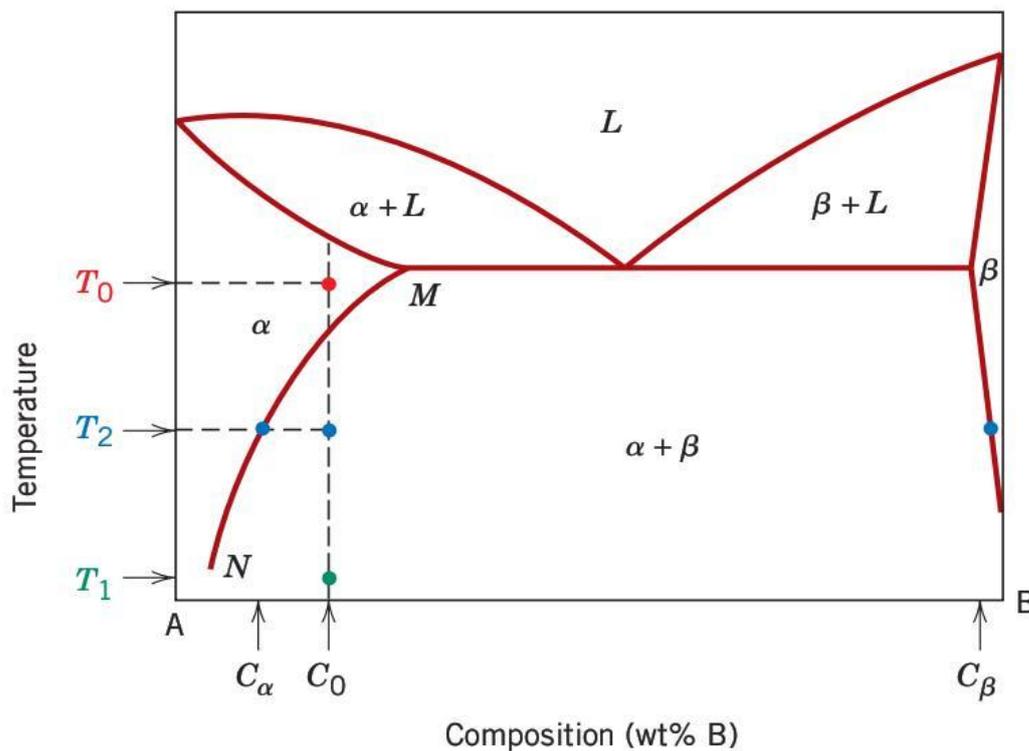


Figura 2.5– Diagrama de fases hipotético para uma liga endurecível por precipitação com composição C_0 (CALLISTER, 2007).

No sistema Al-Cu pode-se observar uma grande região de solubilidade sólida (Figura 2.6, derivada da Figura 2.5). O limite máximo de solubilidade sólida é

de 5,65% de Cu em Al, o que propicia que as ligas desse sistema sejam tratadas termicamente através de solubilização (BRADSCHIA, 2002).

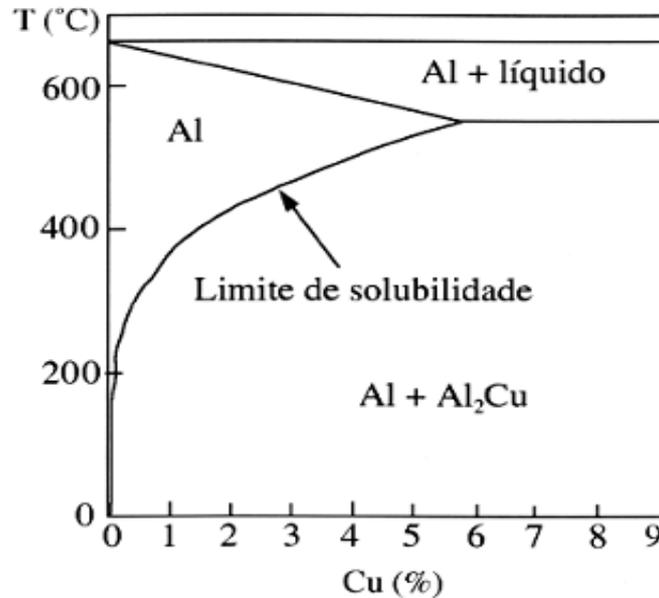


Figura 2.6 – Detalhe do diagrama de equilíbrio Al-Cu (BRADASCHIA, 2002).

2.1.3 Envelhecimento

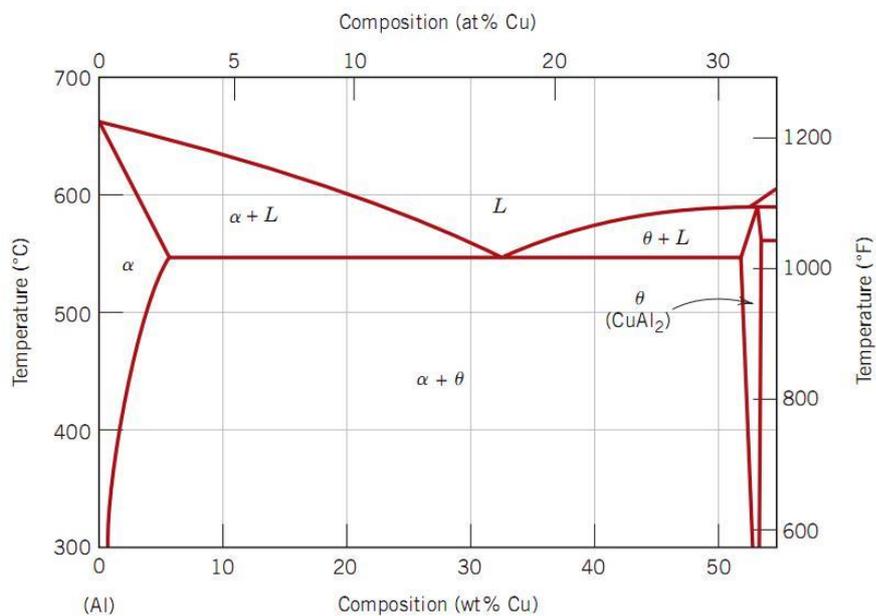
A principal condição para que uma liga possa ser envelhecida ou endurecida por precipitação é que a solubilidade diminua com o decréscimo da temperatura, de forma que uma solução sólida supersaturada possa ser obtida (não há tempo suficiente para precipitar a fase secundária).

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

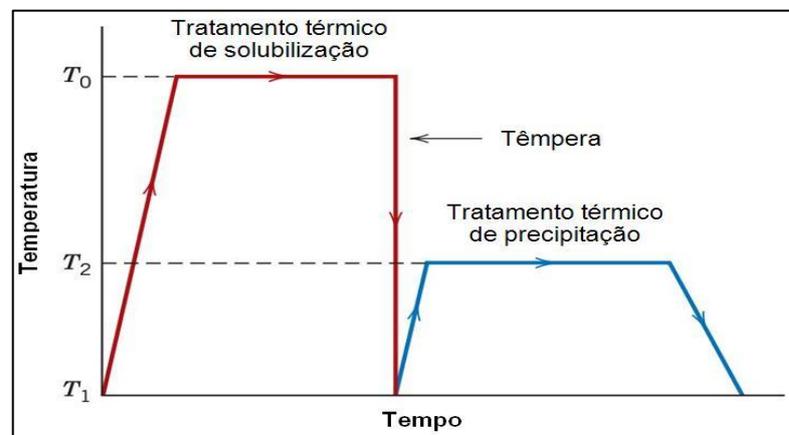
Se uma precipitação substancial da fase metaestável ocorrer à temperatura ambiente, é chamado envelhecimento natural. Entretanto, algumas ligas

podem ser endurecidas por envelhecimento a elevadas temperaturas, também chamado de envelhecimento artificial. No caso da liga Al-4%Cu, a temperatura para endurecimento por envelhecimento artificial está geralmente entre 130°C e 190°C.

O efeito da precipitação é bastante acelerado mediante aquecimento em temperaturas da ordem de 95 a 205 °C, muito inferiores à temperatura solvus (acima da qual ocorre a solubilização dos átomos de soluto), porém suficientes para a obtenção de energia térmica necessária para a difusão dos átomos de soluto que permite a formação dos precipitados endurecedores (Figura 2.7).



(a)



(b)

Figura 2.7 – (a) Diagrama de fases em equilíbrio do sistema Al-Cu e (b) esquema dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial (CALLISTER, 2007).

Entretanto, o máximo de dureza (Figura 2.8) atingido por uma liga através de tratamento térmico (T6) também corresponde a uma considerável queda de ductilidade e tenacidade (Figura 2.9). Utiliza-se o termo envelhecimento natural para designar os processos de precipitação que ocorrem com a manutenção da liga de alumínio à temperatura ambiente, evidentemente muito mais lento e com níveis de dureza resultante bem mais baixo do que os que ocorrem no envelhecimento artificial (MELO, 2005). No tratamento de precipitação, após solubilização, ocorre a formação de precipitados metaestáveis muito finos que endurecem o material.

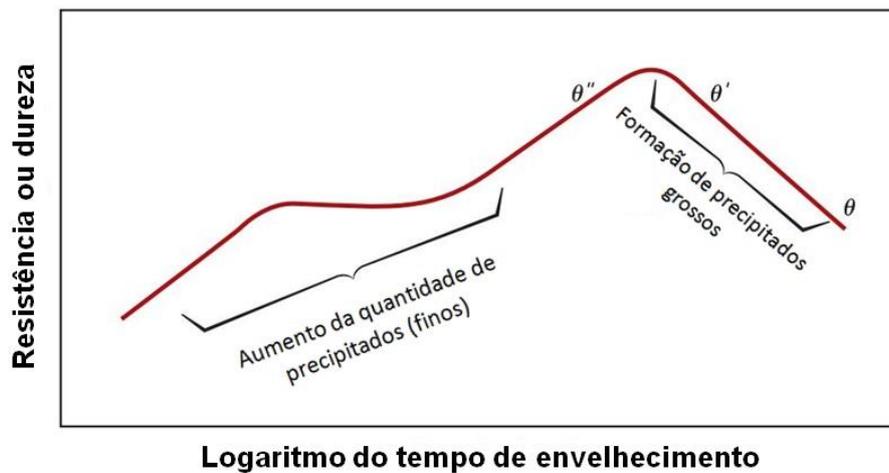
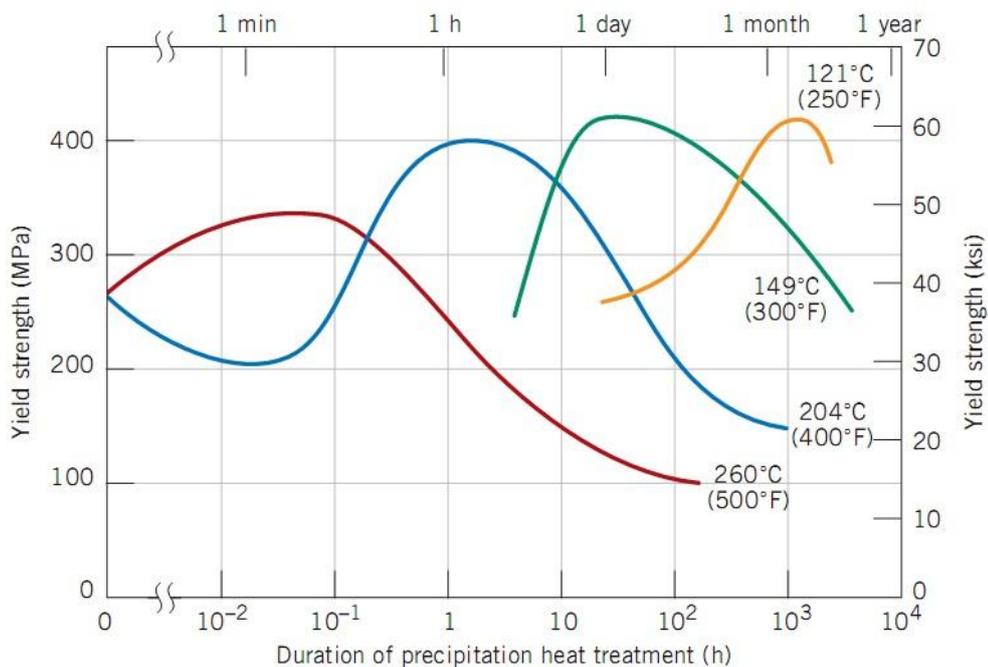
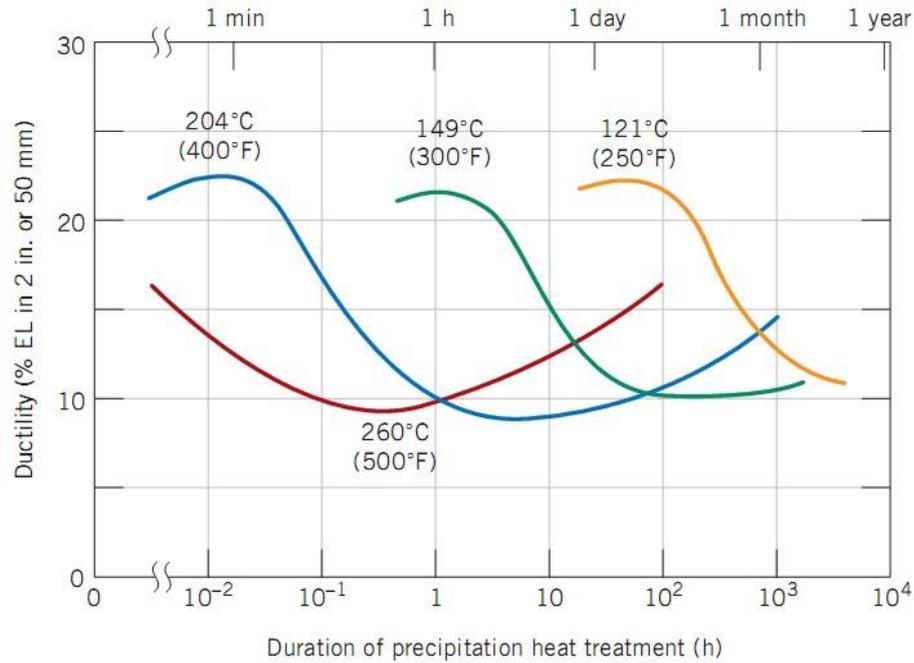


Figura 2.8 – Representação esquemática do comportamento de propriedades mecânicas em função do tempo de envelhecimento (Adaptado de CALLISTER, 2007).



(a)



(b)

Figura 2.9 – Comportamento de propriedades mecânicas em função do tempo de envelhecimento para a Liga de alumínio 2014 (0,9%Si; 4,4%Cu; 0,8%Mn; 0,5%Mg) (CALLISTER, 2007).

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

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 ANÁLISE EXPERIMENTAL

Para a realização deste trabalho, adotou-se um planejamento conforme o fluxograma mostrado na Figura 3.1.

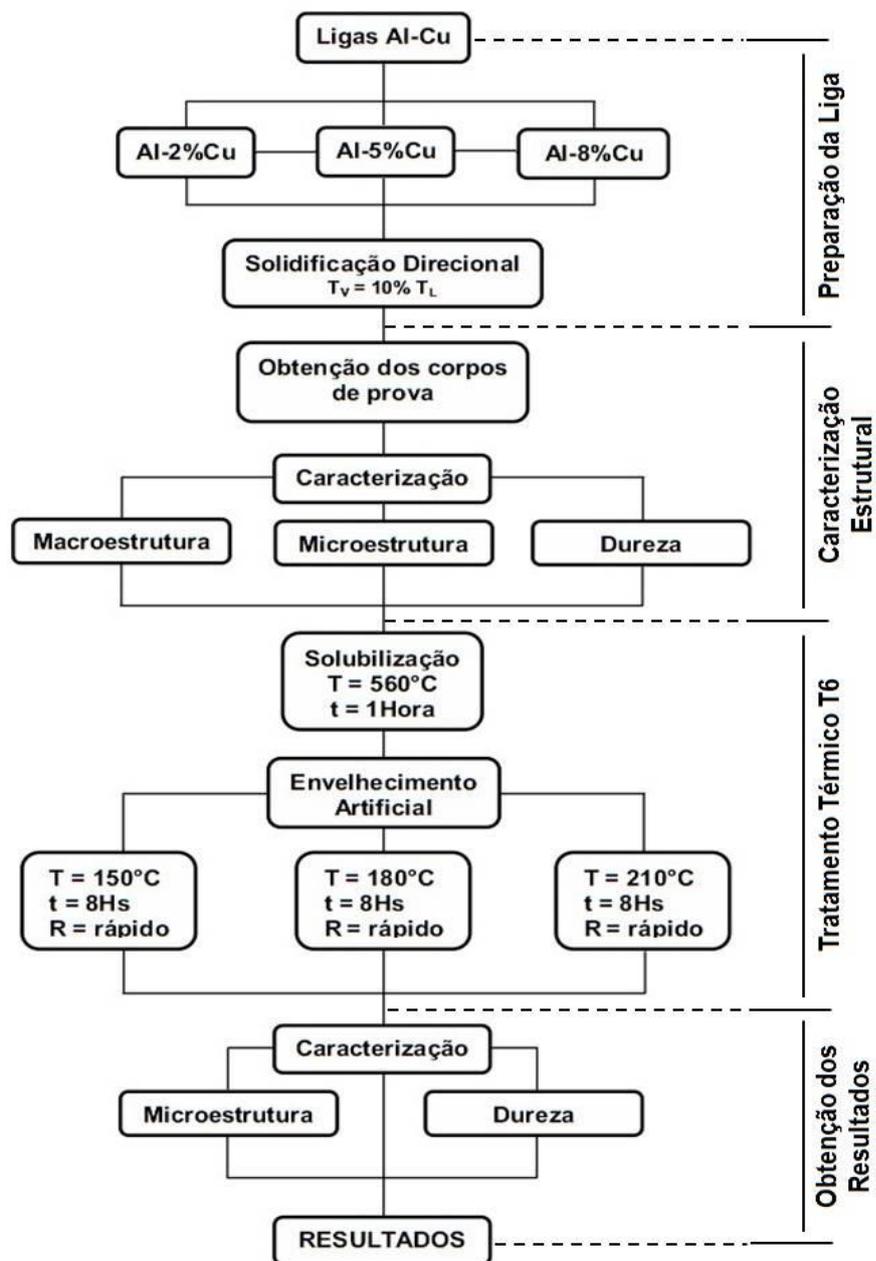


Figura 3.1 – Fluxograma do Procedimento Experimental

3.2 APARATO EXPERIMENTAL DE USO COMUM

A seguir estão relacionados todos os equipamentos envolvidos na execução experimental.

a) Acessórios e Equipamentos Para Obtenção das Ligas e lingotes, figura 3.2.

- **Cadinho de Carbetto de Silício** modelo **AS 6** da Carbosil, revestido internamente com alumina em solução, para evitar contaminação do banho de metal líquido.
- **Forno Tipo Mufla**, marca Elektro Therm Linn, temperatura máxima 1300 °C, com interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura.
- **Balança analítica** marca Marte, modelo UX8200S.



(a)



(b)



(c)

Figura 3.2 – (a) Cadinho de carbetto de silício, (b) Forno elétrico utilizado na fusão das ligas e (c) Balança digital utilizada para pesagem dos materiais para obtenção das ligas.

b) Acessórios e Equipamentos Para Controle das Temperaturas, figura 3.3.

- **Termopares:** termopares de diâmetro ($\approx 1,5$ mm) do tipo K.
- **Sistema de Aquisição de Dados** marca ALMEMO, modelo 2590 com possibilidade de programação da leitura e aquisição dos dados térmicos

direta de quatro canais de entrada simultaneamente ao longo do tempo, todos com diferentes escalas de temperaturas e dois canais de saída.

- **AMR-Software**, ALMEMO Data-Control, utilizado para acompanhar, registrar e armazenar os dados obtidos pelos termopares durante o processo de solidificação, além de possibilitar uma monitorização “on-line” dos dados medidos.

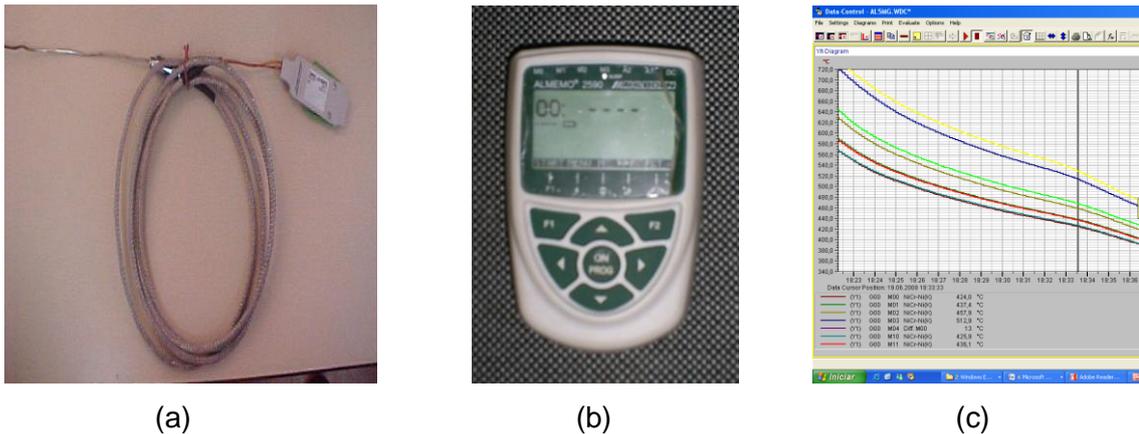


Figura 3.3 – (a) Termopar acoplado a um plug-conector ; (b) Sistema de aquisição de dados e, (c) Software utilizado no registro das temperaturas envolvidas nos experimentos.

c) Utensílios Operacionais.

- **Haste de aço SAE 1045**, revestida com suspensão à base de alumina para homogeneização do banho por agitação.
- **Garra metálica**, utilizada para introduzir e/ou retirar os cadinhos de dentro do forno durante as operações de vazamento do banho de metal líquido no molde.
- **Lingoteira de aço inoxidável SAE 310** e chapa molde também de aço inoxidável SAE 310. Figura 3.4.

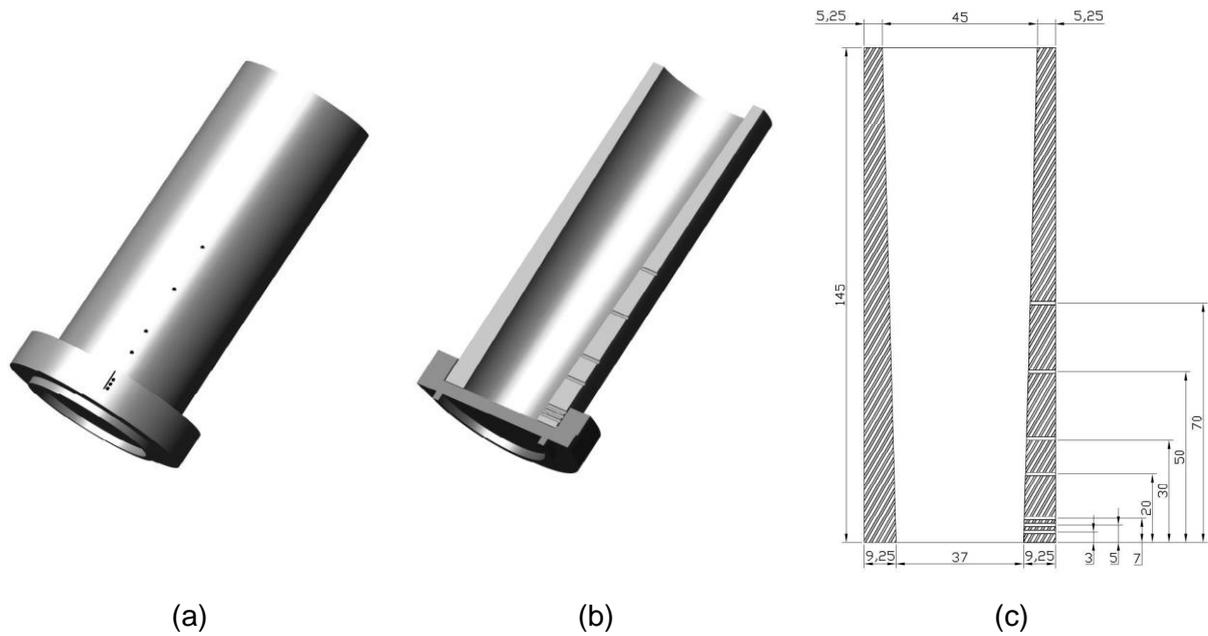


Figura 3.4 – Representação Lingoteira de aço inoxidável SAE 310: (a) Lingoteira com chapa molde, (b) corte longitudinal e (c) Dimensões com posição dos termopares [mm].

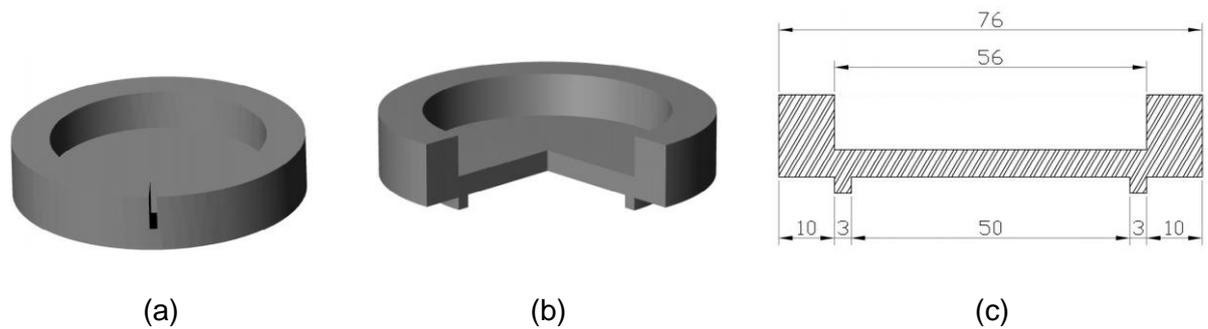


Figura 3.5 – Representação da chapa molde de aço inoxidável SAE 310: (a) chapa molde, (b) corte 90° e (c) corte com dimensões [mm].

d) Equipamentos para as análises experimentais.

- **Microscópio ótico**, marca OLYMPUS BX 51 com interface com um computador, utilizando uma placa de vídeo do tipo WIA/S3G. Em seguida as imagens foram capturadas e analisadas através do Software Motic Plus.

- **Durômetro portátil**, marca EQUOTIP 3, com penetrador piramidal de diamante.



(a)



(b)

Figura 3.6 – (a) Microscópio óptico com interface digital e (b) Durômetro portátil.

3.3 PREPARAÇÃO DAS LIGAS

Neste trabalho foi analisado o sistema Al-Cu através das ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu e Al-8%Cu. A escolha deste sistema deve-se à grande importância que este apresenta na indústria metal/mecânica e principalmente pela facilidade de manipulação experimental e pelo fato de responder bem aos processos de tratamento térmico (T6)¹, além de se tratar do sistema onde é mais utilizado a técnica de endurecimento por precipitação (envelhecimento) e por estarem disponíveis na literatura um grande volume de informações técnicas acerca deste sistema e suas ligas. Todas as ligas utilizadas nos experimentos foram preparadas no laboratório de solidificação e tratamentos térmicos da FEMAT-UFPA.

A determinação da quantidade de massa dos dois elementos que compõe as ligas deu-se mediante o cálculo baseado na equação 3.1 (PERES, 2005), que leva em consideração a densidade de cada elemento, concentração de soluto da liga, e volume total da liga.

¹ Tratamento térmico caracterizado pela utilização do tratamento de solubilização seguido por envelhecimento artificial, também denominado de processo de endurecimento por precipitação.

$$m_{Cu} = \frac{C_{Cu} \times V \times d_{Al} \times d_{Cu}}{((C_{Al} \times d_{Cu}) + (C_{Cu} \times d_{Al}))} \quad (a)$$

Equação (3.1)

$$m_{Al} = \frac{C_{Al} \times V \times d_{Al} \times d_{Cu}}{((C_{Al} \times d_{Cu}) + (C_{Cu} \times d_{Al}))} \quad (b)$$

Onde:

C = concentração V = volume de material d = densidade

Na Tabela 3.1 constam os valores referentes às massas de alumínio e cobre utilizado para a elaboração das ligas estudadas, também estão relacionadas a composição e *Temperatura liquidus* de cada liga.

Tabela 3.1: valores referentes às massas de Al e Cu utilizado na elaboração das ligas.

Componentes		Al	Cu	Massa Al [g]	Massa Cu [g]	Massa total [g]	<i>Temperatura liquidus</i> [°C]
Densidade [g/cm ³]		2,69	8,89				
Composição [%]	Al-2%Cu	98	2	1314,43	26,45	1340,88	653,80
	Al-5%Cu	95	5	1301,87	66,13	1368,00	645,89
	Al-8%Cu	92	8	1288,75	105,80	1394,55	636,75

Figura 3.7 mostra o diagrama de fases para a liga Al-Cu. Em destaque sob a linha vermelha encontram-se as composições analisadas.

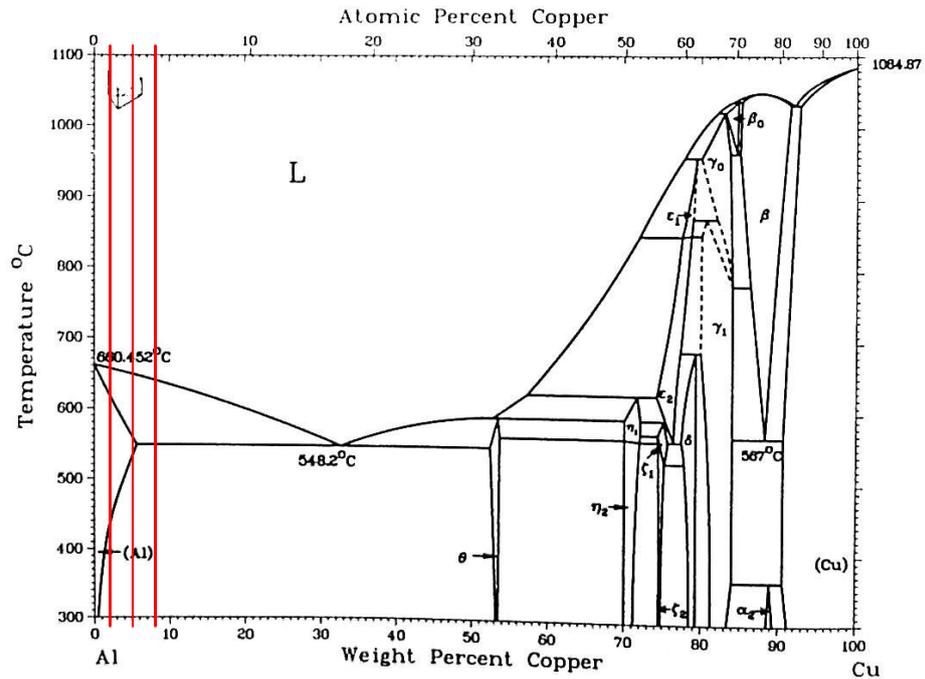


Figura 3.7 – Diagrama de Fases Al-Cu [KANICKI, 1988]

Após a etapa de pesagem dos materiais (Al e Cu), o alumínio foi fundindo em forno tipo mufla a 720°C. Após a fundição completa do alumínio, foi adicionado o cobre, com isso ocorreu a formação de uma solução solidada por difusão do cobre no alumínio. Concluído a dissolução do cobre, a liga foi vazada em uma lingoteira onde foi refundida e submetida ao processo de solidificação unidirecional.

A verificação da composição química das ligas foi realizada através da curva de resfriamento, conforme mostra o Gráfico da Figura 3.8 para a liga Al-8%Cu.

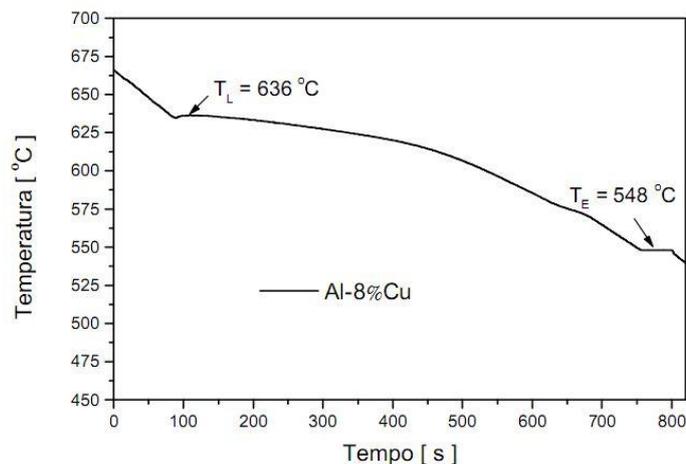


Figura 3.8 – Curva de resfriamento utilizada para quantificar e qualificar a liga Al-8%Cu.

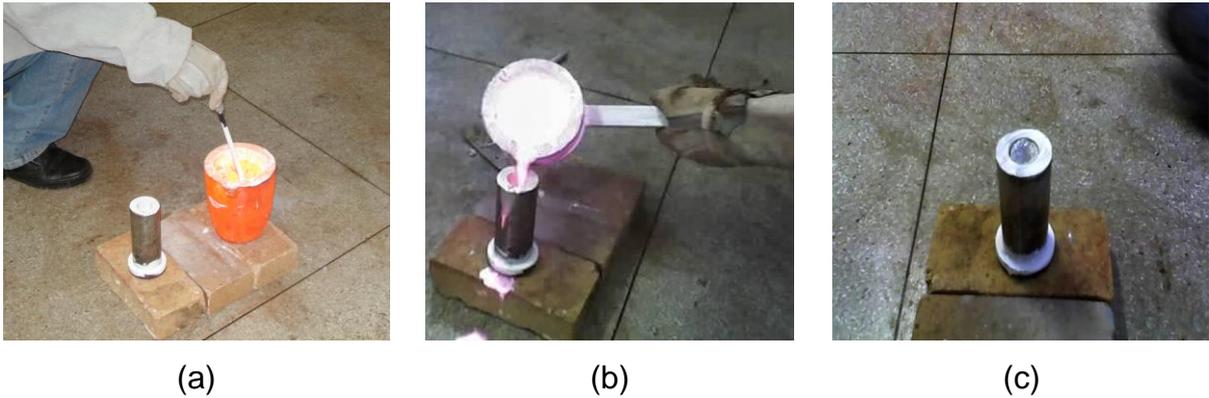


Figura 3.9 – Vazamento da liga: (a) Homogeneização mecânica, (b) Vazamento e (c) Lingote solidificado.

3.4 SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL

A solidificação foi realizada por meio de um dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente, que consiste em um forno tubular aquecido radialmente com resistências do tipo globar, acrescido de um sistema de refrigeração a água na parte inferior (figura 3.9).

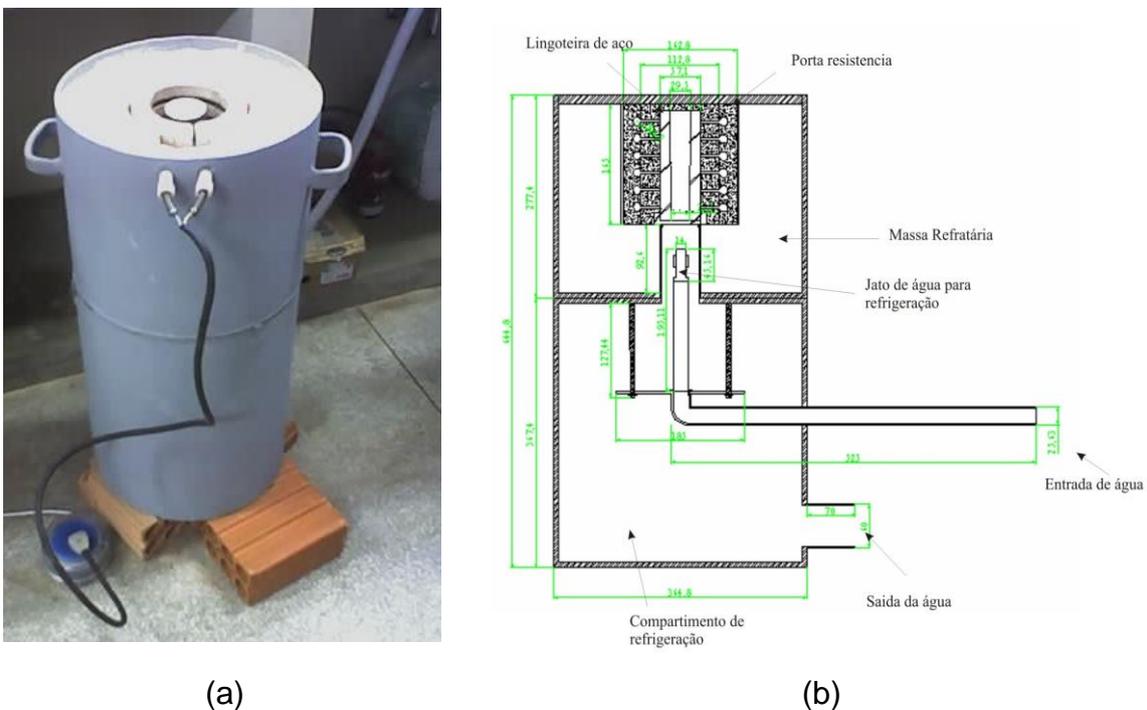


Figura 3.10 – (a) Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente, (b) Esquema do dispositivo de solidificação.

O dispositivo de solidificação foi projetado de tal modo que a extração de calor seja realizada somente pela base composta por uma chapa molde de aço inox, promovendo uma solidificação unidirecional vertical ascendente, fato este que facilita o estudo da evolução estrutural a partir da interface metal/molde.

O uso desta configuração experimental permite minimizar a convecção natural, bem como àquelas provenientes de correntes convectivas por rejeição de soluto. A influência da força da gravidade sobre esse processo permite que o peso próprio do metal líquido exerça a função de favorecer o contato térmico com a base refrigerada.

A liga foi refundida e sua temperatura controlada até se atingir o superaquecimento desejado, Neste trabalho adotou-se superaquecimento de 10% acima da temperatura liquidus das ligas. Para começar a solidificação as resistências elétricas foram desligadas e ao mesmo tempo o fluxo de água foi iniciado. As temperaturas no metal foram monitoradas durante a solidificação através de um conjunto de 7 termopares tipo K, dispostos ao longo da lingoteira nas posições 3, 5, 7, 20, 30, 50 e 70 mm em relação a base da lingoteira. Todos os termopares foram conectados a um registrador ligado a um computador para aquisição automática de dados.

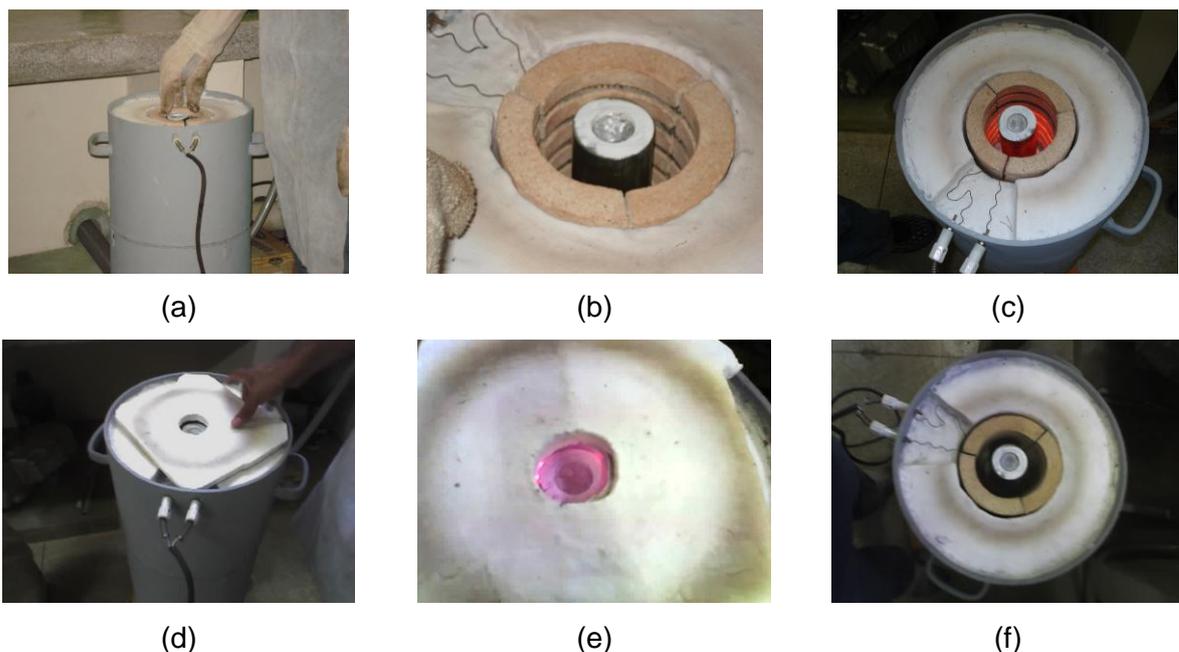


Figura 3.11 – Processo de solidificação direcional: (a) Posicionamento da lingoteira, (b) Lingoteira posicionada, (c) Acionamento do dispositivo, (d) Isolamento térmico superior, (e) Dispositivo com isolamento superior, (f) Lingote solidificado.

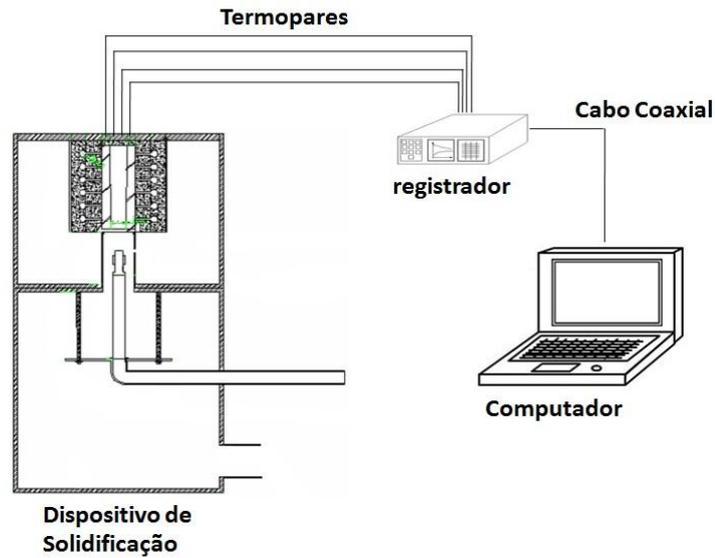


Figura 3.12 – Esquema experimental utilizado no processo de solidificação unidirecional.

3.5 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL

A partir dos lingotes solidificados, a caracterização macro e microestrutural dos corpos de prova foi realizada submetendo-os às técnicas metalográficas apropriadas, e que são descritas na seqüência:

Os lingotes solidificados foram seccionados em um plano médio, lixados com lixas de granulação de 100 a 600 mesh e atacados com reagente químico Keller's composto de 15 ml HF; 15 ml HNO₃; 45 ml HCl e 25 ml H₂O para revelação da macroestrutura.

Após a caracterização macroestrutural foram retiradas 7 amostras referentes as posições 3, 5, 7, 20, 30, 50 e 70 mm, em relação a base do lingote, (figura 3.12), estas amostras foram submetidas a um novo lixamento com uma sequencia de lixas de carbetto de silício com granulometria de 100, 220, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200 mesh.

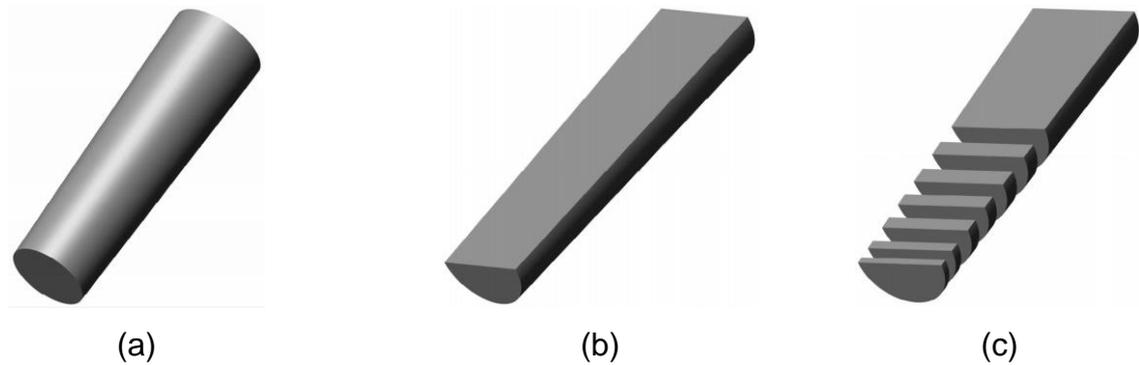


Figura 3.13 – Esquema de preparação das amostras: (a) lingote inteiro, (b) Lingote seccionado para revelação da macroestrutura, (c) Lingote seccionado para revelação da microestrutura.

A microestrutura foi revelada através da técnica de eletropolimento e ataque eletrolítico usando equipamento da marca ELLPOL II da PRESI e como eletrólito MEPEP (solução de ácido perclorido diluído em metanol). A voltagem para polimento e ataque foi de 20V amperagem de 1,5A e tempo de aplicação de 12 a 15 segundos, figura 3.13.

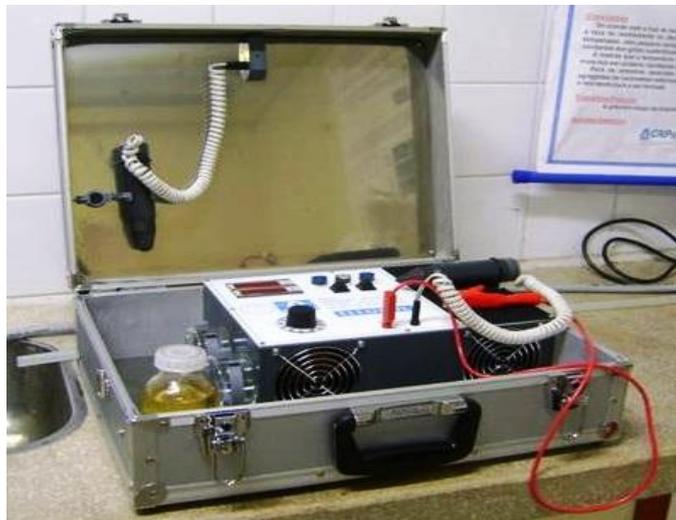


Figura 3.14 – Equipamento de eletropolimento e ataque eletrolítico

As microestruturas foram visualizadas através de microscópio ótico com interface a um microcomputador. Em seguida as imagens foram capturadas e analisadas através do Software Motic Plus Figura 3.14.



Figura 3.15 – Microscópio óptico com interface com microcomputador.

Após a captura de imagens foi realizada a quantificação dos espaçamentos dendríticos secundário (EDS), representados por λ_2 . Os valores de λ_2 foram medidos de acordo com esquema mostrado na Figura 3.15. Este método consiste em calcular o valor de λ_2 através da média das distâncias entres os braços adjacentes (ramificações secundárias) sobre a seção longitudinal (paralela ao fluxo de calor ou a direção de crescimento) de uma dendrita primária, onde n é o número de braços secundários (Peres, 2005). Desta forma, foram realizadas 20 medições de λ_2 para cada posição, a partir da interface metal/molde.

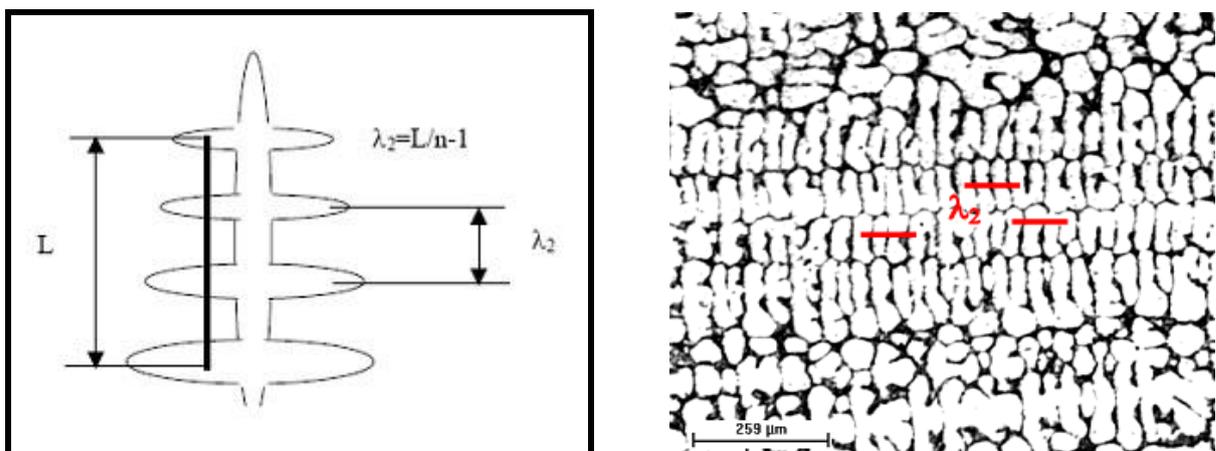


Figura 3.16 – Método para quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários, (PERES, 2005).

3.6 ENSAIO DE DUREZA

Os ensaios de dureza foram realizados na escala Brinnell, na máquina de ensaios portátil, EQUOTIP 3. Foram realizadas cinco indentações em cada amostra e calculado o valor médio.

3.7 TRATAMENTO TÉRMICO

3.7.1 Tratamento de solubilização

O tratamento térmico de solubilização foi realizado em um forno tipo mufla (figura 3.16), a uma temperatura de 560 °C por 1 hora, seguido de resfriamento em água. Em seguida, foi realizado o envelhecimento artificial (endurecimento por precipitação).



Figura 3.17 – Forno mufla para tratamentos térmicos.

3.7.2 Envelhecimento artificial

O envelhecimento artificial foi realizado em um forno tipo mufla, nas temperaturas de 150, 180 e 210 °C, por 8 horas, conforme a tabela 3.2.

Tabela 3.2: Tempo e temperatura para o Envelhecimento artificial.

Liga	Tempo [Horas]	Temperatura [°C]
Al-2%Cu	8	150
	8	180
	8	210
Al-5%Cu	8	150
	8	180
	8	210
Al-8%Cu	8	150
	8	180
	8	210

Realizados os tratamentos de solubilização e envelhecimento artificial em todas as amostras, estas foram submetidas, novamente, aos processos de metalografia (lixamento, polimento, ataque eletrolítico e captura de imagens) e dureza.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MACROESTRUTURA

A Figura 4.1 apresenta as macroestruturas para as ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu e Al-8%Cu confeccionadas por meio do processo de solidificação unidirecional ascendente.

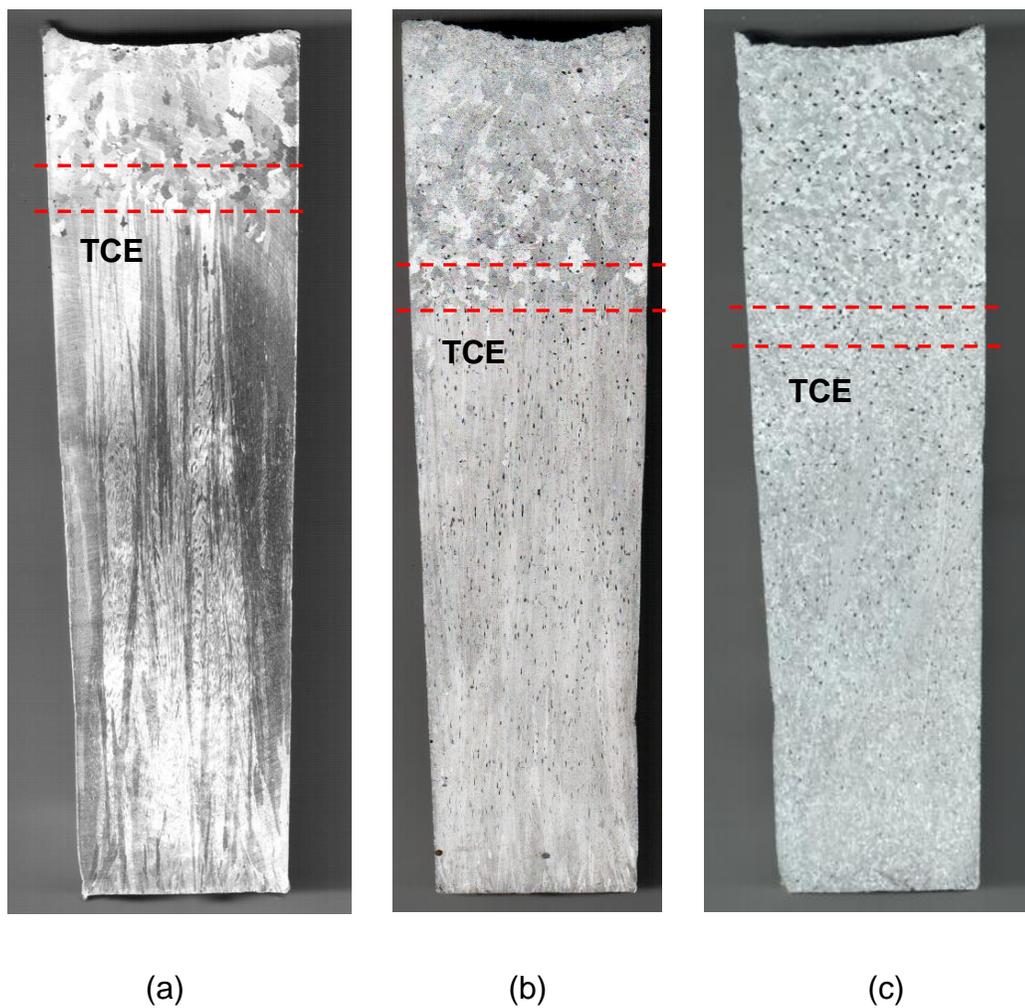


Figura 4.1 – Macroestruturas: (a) Al-2%Cu; (b) Al-5%Cu e (c) Al-8%Cu.

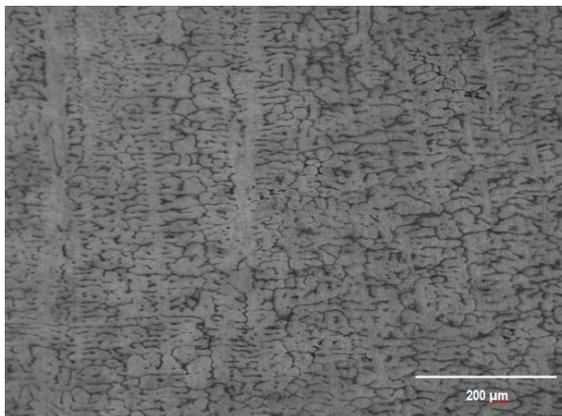
Os lingotes apresentaram transição colunar-equiaxial em regiões distintas para cada composição analisada (tabela 4.1). Através da figura 4.1 é possível verificar que com o aumento no teor de soluto (Cu) ocorreu: refinamento dos grãos, diminuição na altura da TCE e aumento do número de poros ao longo dos lingotes. Todos estes resultados estão de acordo com a literatura (SIQUEIRA, 2002; QUARESMA, 1999; ROSA, 2004 E BOIRA, 2006).

Tabela 4.1- Posição da TCE em relação a base do lingote.

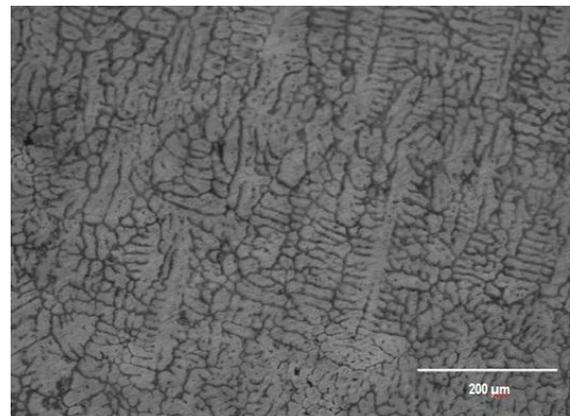
Liga	TCE
Al – 2%Cu	116 mm
Al – 5%Cu	104 mm
Al – 8%Cu	102 mm

4.2 MICROESTRUTURA

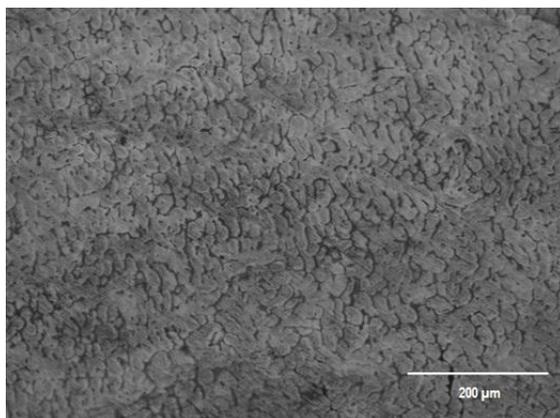
Na figura 4.2 é mostrada imagens das microestruturas para as ligas de trabalho nas posições 3mm e 50mm em relação a base do lingote. É possível verificar, através das imagens que os espaçamentos dendríticos são maiores para a posição 50mm, pois é de conhecimento na literatura que os EDS se tornam maiores a medida que avança a frente de solidificação.



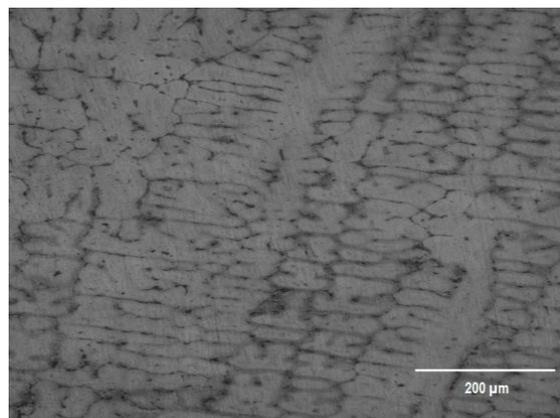
Al-2%Cu – 3mm



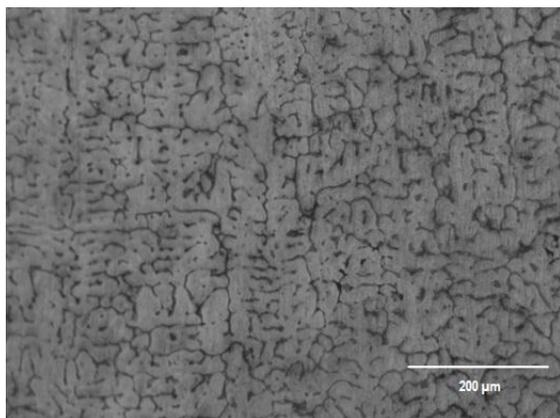
Al-2%Cu – 50mm



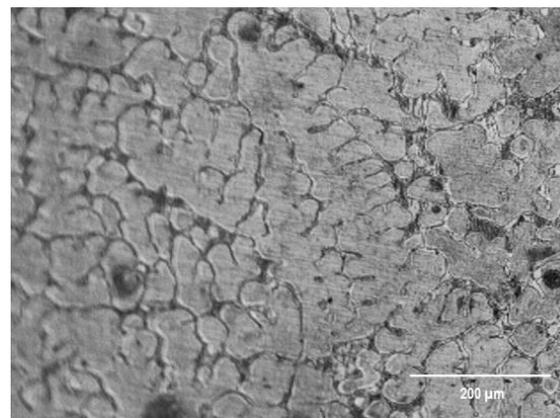
Al-5%Cu – 3mm



Al-5%Cu – 50mm



Al-8%Cu – 3mm



Al-8%Cu – 50mm

Figura 4.2 – Macroestruturas das ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu e Al-8%Cu, nas posições 3mm e 50mm em relação a base.

Na tabela 4.2 é mostrada as médias dos espaçamentos dendríticos secundários para as posições estudadas.

Tabela 4.2 - Médias dos Espaçamentos Dendríticos Secundários.

Posições (mm)	λ_2 (μm)		
	Al - 2%Cu	Al - 5%Cu	Al - 8%Cu
3	18,54	20,75	26,74
5	19,31	22,22	29,19
7	21,68	24,16	32,15
20	27,32	29,25	45,86
30	27,83	31,07	48,43
50	34,23	36,75	50,67
70	35,95	38,36	58,24

Os espaçamentos dendríticos secundários se tornam maiores à medida que se avança na solidificação. Isso ocorre devido à gradativa diminuição da extração de calor ao longo do lingote, pois à medida que a interface sólido-líquido avança a região, já solidificada, atua como uma barreira à extração calor, o que gera velocidades de solidificação cada vez menores para posições mais afastadas da base onde o calor está sendo extraído. Essa diminuição na velocidade de solidificação permite que as estruturas tenham tempo suficiente para crescerem gerando espaçamentos dendríticos maiores.

Os espaçamentos dendríticos secundários sofrem ainda a influência da composição. Todos são concordantes no sentido da diminuição destes espaçamentos com o aumento do teor de soluto [Flemings et al, 1970; Young/Kirkood,1975; Okamoto et al,1978]. Tal observação é contrária ao que se verifica neste trabalho, pois como pode ser verificado na tabela 4.2, os EDS se tornam maiores com o aumento do teor de

cobre. De acordo com Quaresma, isto ocorre em função de fenômenos térmicos bem particulares do sistema Al-Cu.

A figura 4.3, 4.4 e 4.5 apresentam a evolução dos Espaçamentos Dendríticos Secundários para as posições 3, 5, 7, 20, 30, 50 e 70 mm em relação à base do lingote para as três ligas estudadas.

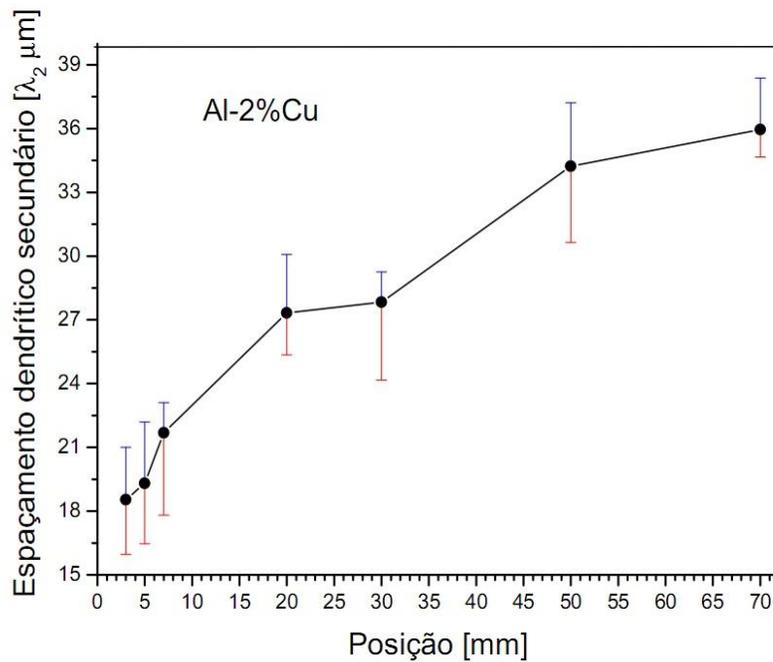


Figura 4.3 – Espaçamentos Dendríticos Secundários para as posições 3, 5, 7, 20, 30, 50 e 70 mm em relação à base do lingote para liga Al-8%Cu.

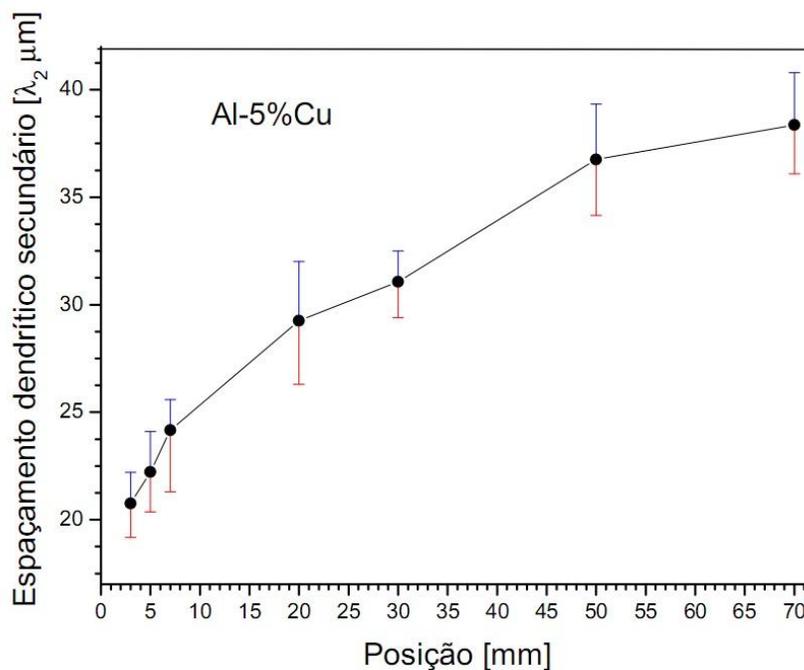


Figura 4.4 – Espaços Dendríticos Secundários para as posições 3, 5, 7, 20, 30, 50 e 70 mm em relação à base do lingote para liga Al-8%Cu.

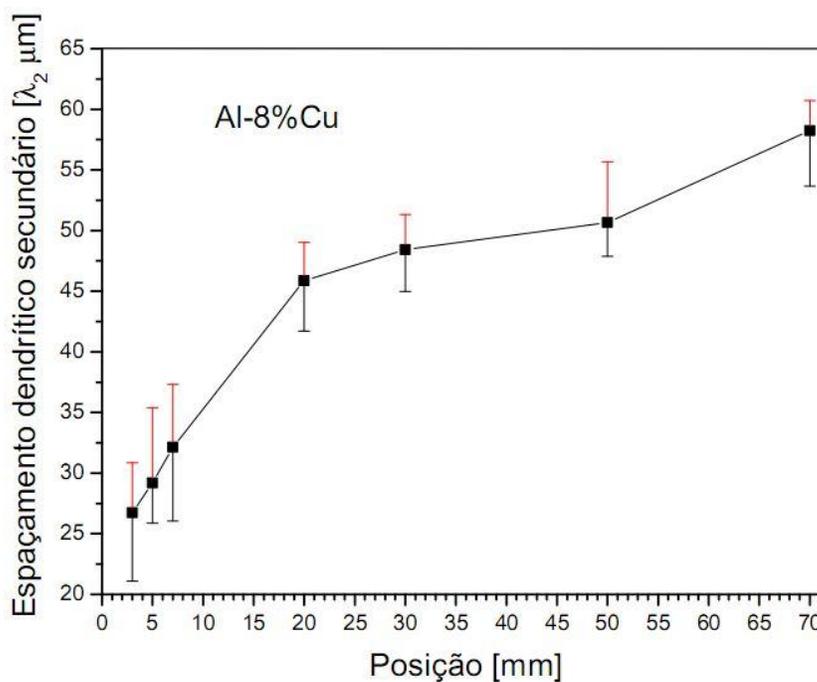


Figura 4.5 – Espaços Dendríticos Secundários para as posições 3, 5, 7, 20, 30, 50 e 70 mm em relação à base do lingote para liga Al-8%Cu.

4.3 PROPRIEDADE MECÂNICA (DUREZA)

A tabela 4.3 apresenta a média dos resultados obtidos por meio do ensaio de dureza Brinnell.

Tabela 4.3 - Valores médios para o ensaio de dureza.

Posições (mm)	Dureza Brinnell [HB]		
	Al - 2%Cu	Al - 5%Cu	Al - 8%Cu
3	62	69	70
5	64	69	69
7	60	69	67
20	63	67	65
30	59	66	63
50	64	68	57
70	63	66	59

Através dos dados da tabela 4.3 observa-se aumento da dureza em relação as ligas, de modo que, a dureza é maior para a aliga com maior quantidade de soluto. Isto se deve ao fato de uma maior concentração de cobre levar ao maior número de precipitados da fase Al_2Cu .

4.4 TRATAMENTO TÉRMICO

Na figura 4.6 são apresentadas as microestruturas da liga Al-2%Cu, solubilizadas a 560 °C por 1 hora e envelhecida nas temperaturas de 150, 180 e 210 °C por 8 horas.

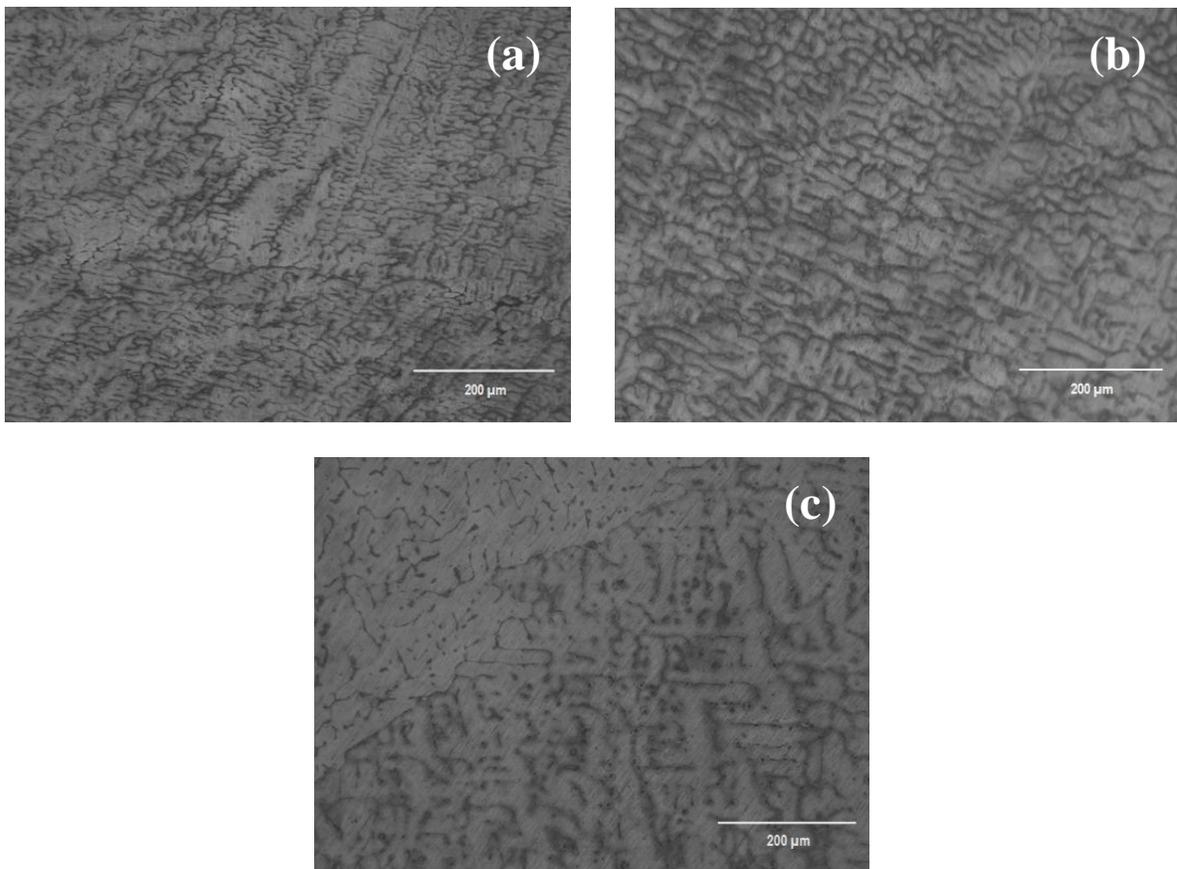


Figura 4.6 – Microestrutura da liga Al-2%Cu, envelhecida por 8 horas a: (a) 150 °C, (b) 180 °C e (c) 210 °C. Posição 3mm em relação a base.

Observa-se que o tratamento térmico T6 não causou mudanças, significativas, ou verificáveis através de microscopia óptica, na microestrutura da liga Al-2%Cu. Os espaçamentos dendríticos secundários variaram muito pouco ao longo das posições estudadas com um aumento mais significativo na amostra envelhecida a 210°C como pode ser visto na figura 4.7.

A baixa concentração de Cu nesta liga leva a uma melhor distribuição do soluto no material, levando a formação de precipitados coerentes e bem distribuídos na matriz. Esse fenômeno é comprovado através do ensaio de dureza que apresenta um perfil de dureza superior para a liga tratada. A figura 4.7 apresenta as curvas EDS x Posição para as diferentes temperaturas de envelhecimento para a liga Al-2%Cu.

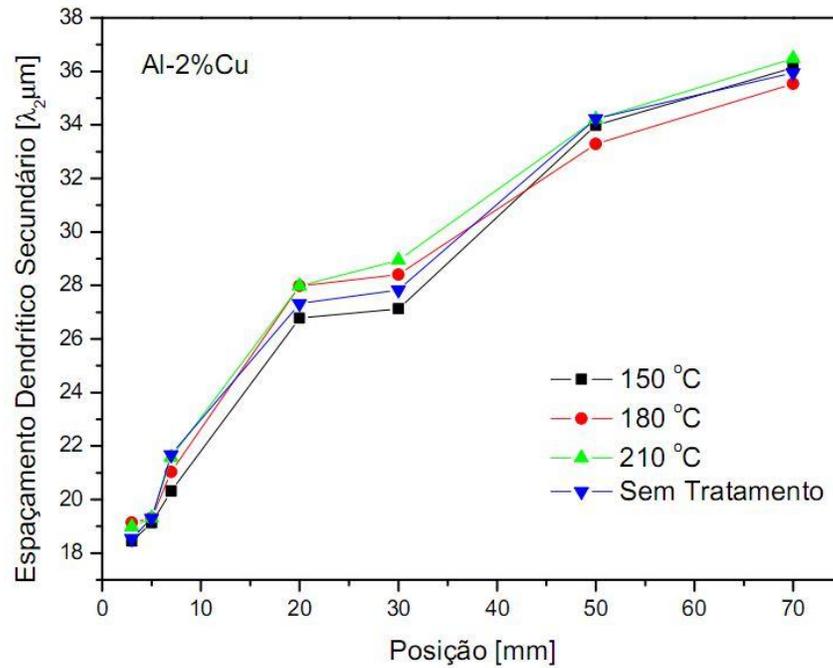


Figura 4.7 – Gráfico: EDS x Posição para a liga Al-2%Cu em diferentes temperaturas de envelhecimento.

A temperatura de envelhecimento que apresentou melhores resultados foi a 180°C, esta temperatura, aliada ao tempo de tratamento, levou a formação de precipitados pequenos e bem dispersos pela matriz de Al, resultando em maior dureza. O envelhecimento a 150°C não causou mudança alguma na microestrutura da liga, mas contribui com um pequeno acréscimo de dureza conforme a figura 4.8.

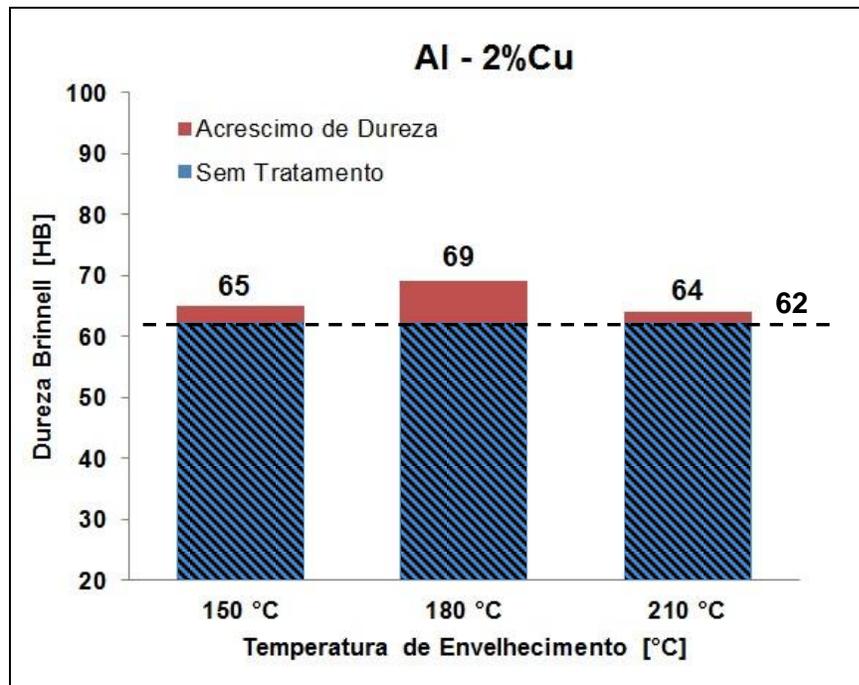


Figura 4.8 – Gráfico: Dureza Brinnell x Temperatura de Envelhecimento para amostras da liga Al-2%Cu.

Foi observado na amostra envelhecida a 210°C, muitos poros formados pela oxidação do cobre [Boira 2006]. A temperatura de envelhecimento de 210°C somada ao tempo de envelhecimento de 8 horas levou ao super envelhecimento da liga. O super envelhecimento causa diminuição das propriedades mecânicas decorrentes do processo.

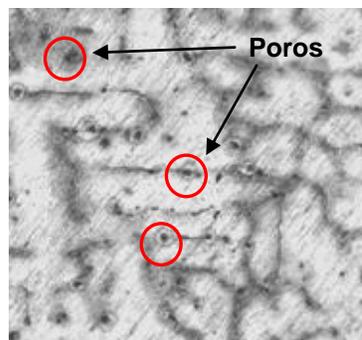


Figura 4.9 – Microestrutura da liga Al-2%Cu envelhecida a 210°C, com destaque para os poros.

Na figura 4.10 são apresentadas as microestruturas da liga Al-5%Cu, solubilizadas a 560 °C por 1 hora e envelhecida nas temperaturas de 150, 180 e 210 °C por 8 horas.

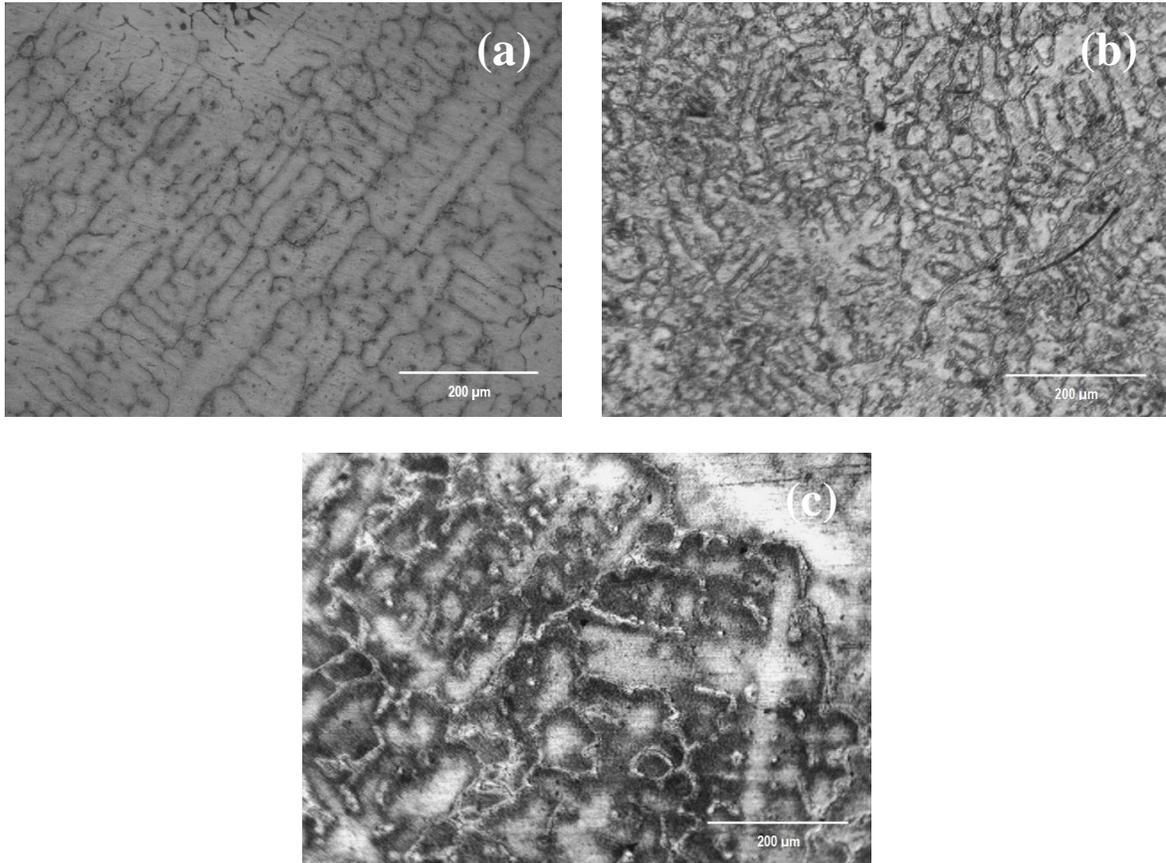


Figura 4.10 – Microestrutura da liga Al-5%Cu, envelhecida por 8 horas a: (a) 150 °C, (b) 180 °C e (c) 210 °C. Posição 3mm em relação a base.

A liga Al-5%Cu apresentou mudanças significativas na morfologia da sua microestrutura. Estas mudanças são facilmente observadas na figura 4.10 (b) e 4.10 (c). A maior quantidade de soluto ocasiona a formação de um maior número de precipitados que tendem a se agruparem nos contornos de grão e entre os braços dendríticos.

Através da figura 4.11 verifica-se que houve um leve aumento dos EDS nas posições iniciais do lingote (3, 5, 7 e 20mm), mas com diminuição destes na amostra envelhecida a 180°C para todas as posições estudadas.

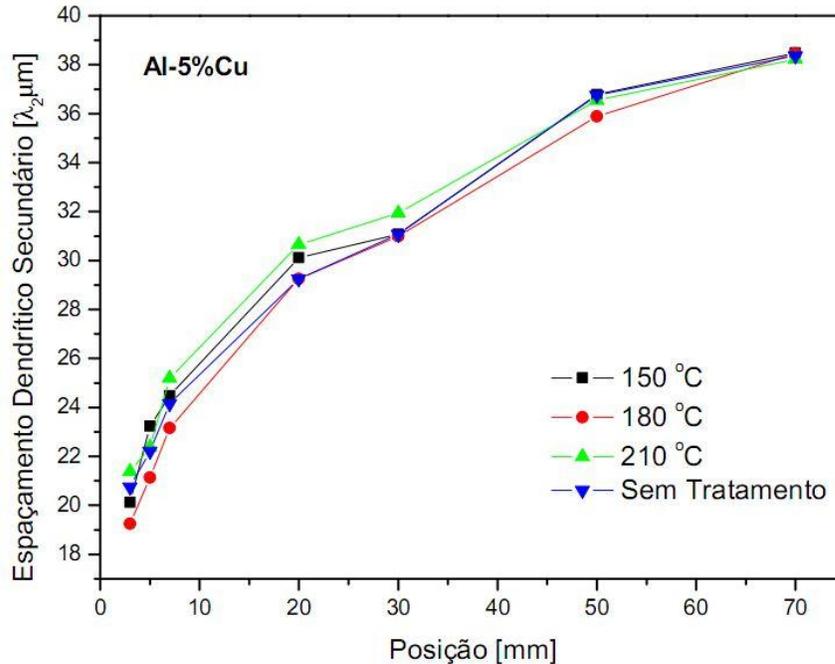


Figura 4.11 – Gráfico: EDS x Posição para a liga Al-5%Cu em diferentes temperaturas de envelhecimento.

Como pode ser observado na figura 4.12 a amostra envelhecida a 180°C apresentou regiões com grande concentração de precipitados.

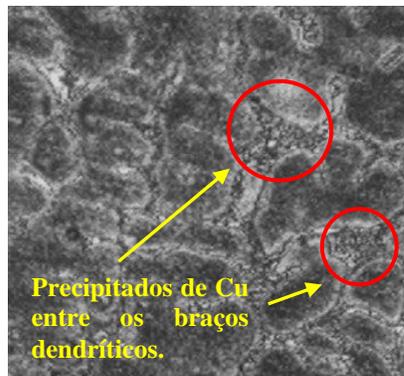


Figura 4.12 – Microestrutura da liga Al-5%Cu envelhecida a 180°C, com destaque para regiões com alto número de precipitados.

O ensaio de dureza revelou um aumento significativo da propriedade para a amostra envelhecida a 180°C. Para as amostras envelhecidas a 150°C e 210°C o acréscimo de dureza verificado foi bastante próximo, sendo superior para a temperatura de 150°C, como pode ser observado na figura 4.13.

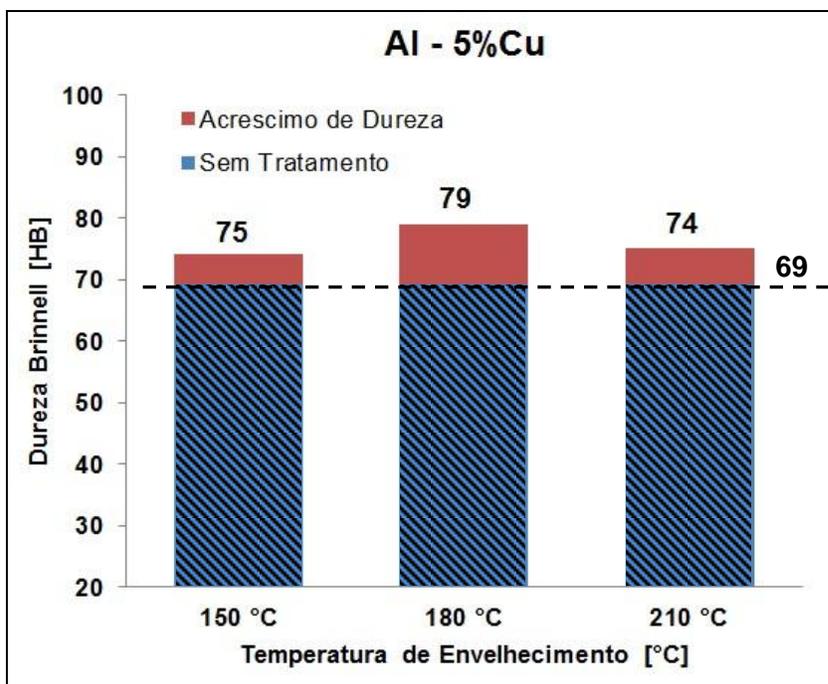


Figura 4.13 – Gráfico: Dureza Brinnell x Temperatura de Envelhecimento para amostras da liga Al-5%Cu.

Na figura 4.14 são apresentadas as microestruturas da liga Al-8%Cu, solubilizadas a 560 °C por 1 hora e envelhecida nas temperaturas de 150, 180 e 210 °C por 8 horas.

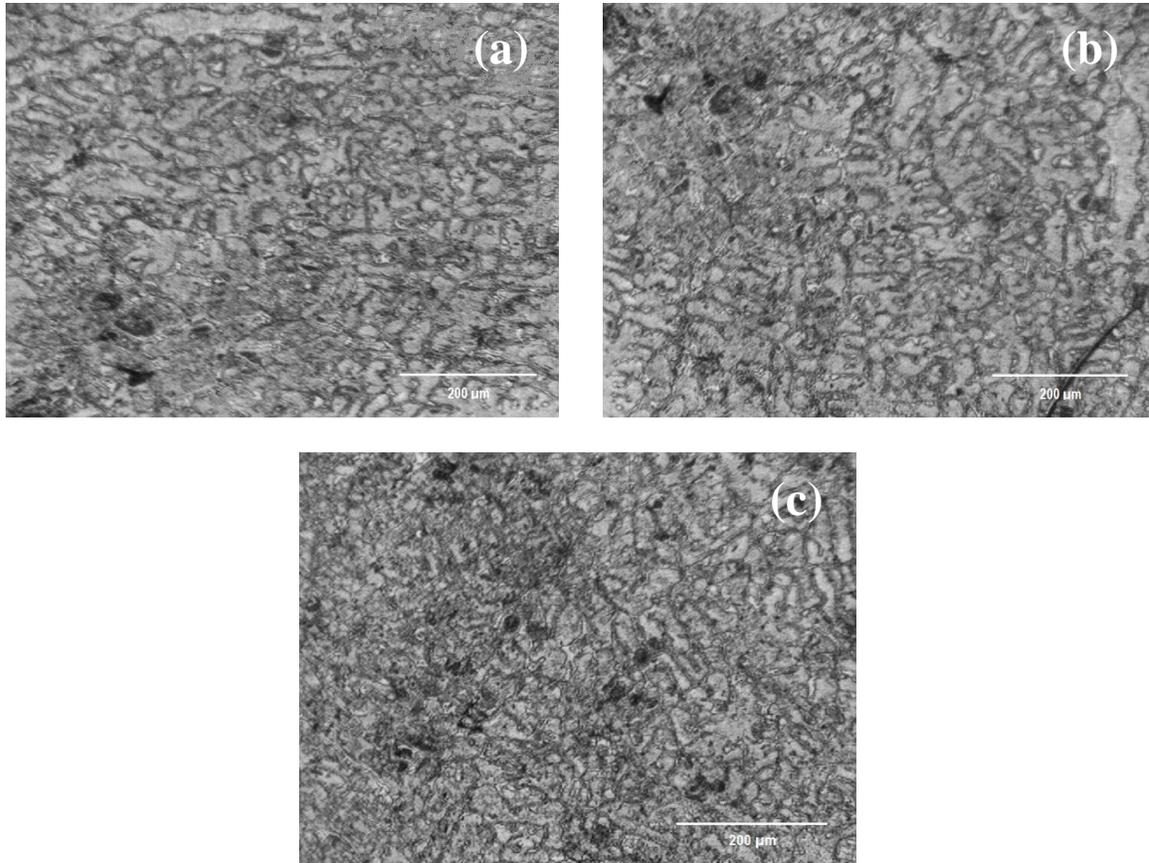


Figura 4.14 – Microestrutura da liga Al-8%Cu, envelhecida por 8 horas a: (a) 150 °C, (b) 180 °C e (c) 210 °C. Posição 3mm em relação a base.

As amostras de Al-8%Cu apresentaram mudanças morfológicas em suas microestruturas para as três temperaturas de trabalho. Estas mudanças estão relacionadas com o teor de soluto, que está acima do limite solubilidade do sistema Al-Cu que é de 5, 65% de Cu em massa.

Os EDS apresentaram uma leve diminuição, como pode ser verificado através da figura 4.15.

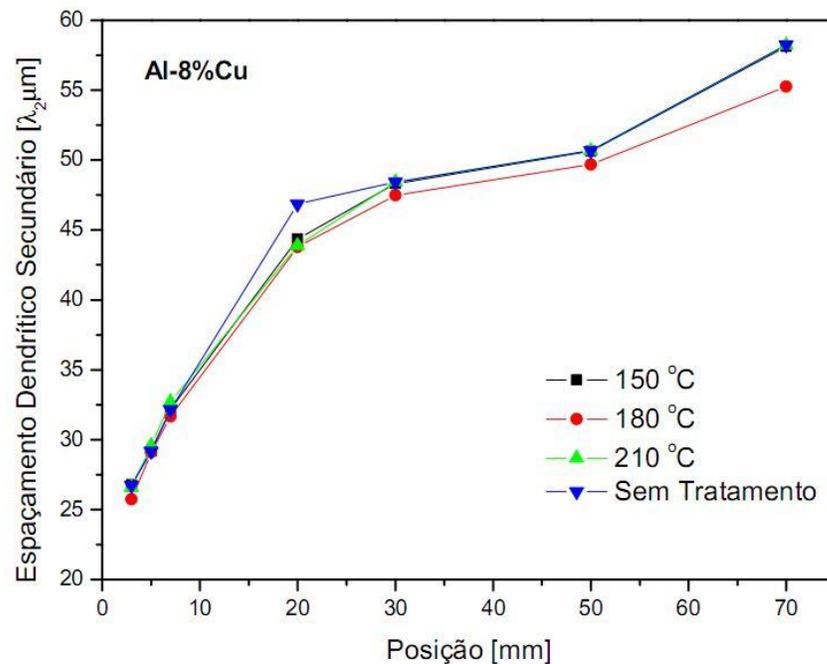


Figura 4.15 – Gráfico: EDS x Posição para a liga Al-8%Cu em diferentes temperaturas de envelhecimento.

A liga Al-8%Cu apresentou alta concentração de precipitados entre as ramificações dendríticas. Este excesso está relacionado ao teor de Cu, que ultrapassa o limite de solubilidade do sistema, com isso, precipitados maiores tendem a se precipitarem nos contornos de grão e nos espaçamentos interdendríticos.

Como se trata de precipitados grandes (podem ser visualizados através de microscopia óptica comum), não contribuem consideravelmente para o melhoramento das propriedades mecânicas. A figura 4.16 apresenta os resultados obtidos por meio do ensaio de dureza Brinnell.

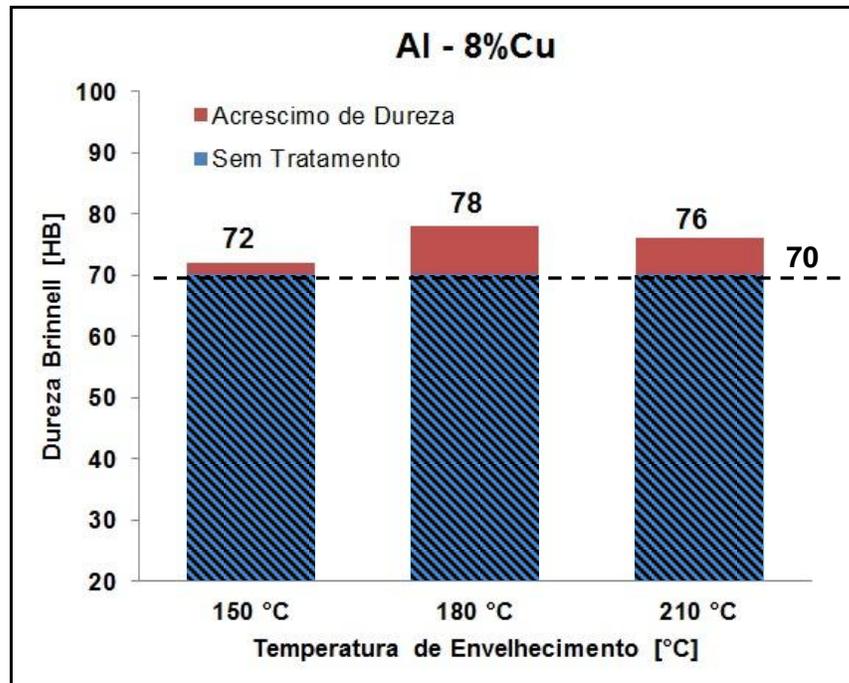


Figura 4.16 – Gráfico: Dureza Brinnell x Temperatura de Envelhecimento para amostras da liga Al-8%Cu.

De acordo com os dados obtidos verificou-se que as mudanças microestruturais ocorreram de forma bastante sensível, com isso, é possível afirmar que o acréscimo de dureza percebido nas amostras está relacionado com a precipitação de partículas de segunda fase, que para o sistema Al-Cu, são partículas de Al_2Cu .

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados experimentais obtidos e a correlação entre os aspectos morfológicos estruturais, espaçamentos dendríticos, microestrutura das ligas e propriedade mecânica estudadas permitem que sejam extraídas as seguintes considerações:

5.1 ASPECTOS MORFOLÓGICOS:

- Observou-se que, à medida que se elevam os valores para o teor de soluto nas ligas Al-Cu, ocorrem mudanças significativas na macroestrutura das ligas: Deslocamento da TCE, refino da estrutura e surgimento de defeitos.

5.2 MICROESTRUTURAS:

As microestruturas observadas ao longo da seção transversal permitiram quantificar os espaçamentos dendríticos secundários;

- Verificou-se que os espaçamentos dendríticos secundários possuem uma interdependência com o aumento do teor de soluto;
- Os valores dos espaçamentos dendríticos secundários não apresentaram mudanças significativas resultantes dos tratamentos de solubilização e envelhecimento artificial (T6).

5.3 DUREZA

Em relação à dureza o efeito dos tratamentos de solubilização e envelhecimento artificial foi satisfatório, atingindo acréscimo de dureza na faixa de 4,83 a 14,28% em relação às ligas sem tratamento. As três ligas estudadas

apresentaram maior acréscimo de dureza para a temperatura de envelhecimento de 180°C.

6 SUGESTÕES

São sugeridas as seguintes linhas de pesquisa para prosseguimento deste trabalho:

- Estender as análises feitas nesse estudo focando a influência das temperaturas e tempos de solubilização e envelhecimento;
- Investigar a existência de temperaturas e tempos de envelhecimento que proporcione melhores resultados;
- Analisar outras propriedades como resistência a tração, impacto, e resistência a corrosão;
- Investigar a taxa de resfriamento e suas influencias na macroestrutura e propriedades mecânica da liga Al-Cu.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

A. A. COUTO; N. M. P. MELO; A. CABRAL NETO; **Estudo do comportamento em fadiga de ligas de alumínio endurecidas por precipitação**. In: 18ª Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Porto de Galinhas, Recife, PE. Novembro de 2008.

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

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

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

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

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

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

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

CALLISTER, D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. LTC. 5 ed. Rio de Janeiro, 2007.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

MARGARIDO M.; ROBERT, M. H. Production of Rheocast Slurries by Partial Melting Through Alternative Thermomechanical Treatments. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**. v.25, nº2, Rio de Janeiro, 2003.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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