



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
CAMPUS DE MARABÁ
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

RAFAEL LÁZARO MONTEIRO

**ANÁLISE DO EFEITO DE TRATAMENTO TÉRMICO T4 EM
LIGAS DE Al-Cu PRODUZIDAS PELO PROCESSO DE “DIRECT
SQUEEZE CASTING”.**

Marabá-Pa

2011



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
CAMPUS DE MARABÁ
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

RAFAEL LÁZARO MONTEIRO

**ANÁLISE DO EFEITO DE TRATAMENTO TÉRMICO T4 EM
LIGAS DE Al-Cu PRODUZIDAS PELO PROCESSO DE “DIRECT
SQUEEZE CASTING”.**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado na Faculdade de Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Pará como requisito para obtenção do título de engenheiro de Materiais.

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

Marabá-Pa

2011

RAFAEL LÁZARO MONTEIRO

**ANÁLISE DO EFEITO DE TRATAMENTO TÉRMICO T4 EM
LIGAS DE Al-Cu PRODUZIDAS PELO PROCESSO DE “DIRECT
SQUEEZE CASTING”.**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado na Faculdade de Engenharia de
Materiais da Universidade Federal do Pará como
requisito para obtenção do título de engenheiro
de Materiais.

Marabá, 24 de junho de 2011.

Aprovado por,

Prof. Alacid do Socorro Siqueira Neves (UFPA)

Mestre
Prof. Orientador

Prof. MSc. Márcio Corrêa de Carvalho (UFPA)

Mestre
Examinador interno

Prof. Márcio Paulo de Araujo Mafra (UFPA)

Especialista
Examinador interno

Conceito: _____

“ JAVÊ é meu pastor e nada me falta, em
verdes pastagens me faz repousar.....”

Salmo 23, Bíblia Sagrada.

DEDICATÓRIA

Este trabalho é dedicado aos meus pais, Gremia de Fátima Monteiro e Haroldo Monteiro. A minha irmã Renata Aparecida Monteiro, a minha namorada Rafaela Lima Lopes e aos meus amigos Dimireis e Adilton, pelo apoio e incentivo.

AGRADECIMENTOS

Nesta oportunidade em que é alcançada uma meta importante em minha vida profissional, quero expressar os meus sinceros agradecimentos a Deus, pelo dom da vida.

Aos meus pais, Gremia de Fátima Monteiro e Haroldo Monteiro e a minha irmã Renata Aparecida Monteiro, pela dedicação, esforço, apoio e compreensão em todos os momentos

À minha namorada Rafaela Lima Lopes, pela paciência, compreensão, apoio irrestrito, carinho e Amor a mim concedido.

.Ao Prof. M. Sc. Alacid do Socorro Siqueira Neves pela forma segura, dedicada e competente com que orientou este trabalho.

A todos da Engenharia de Materiais (colegas de turma, funcionários, professores, coordenadores) que direta ou indiretamente contribuíram para minha formação profissional.

Aos Técnicos dos Laboratórios de Solidificação (Dimereis José Rosa Filho), Metalografia, Preparação de Amostras (Tatiane) e Ensaio Destrutivos (Adilton), Microscopia óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura, pelo incentivo e realização de trabalhos referentes à realização deste projeto.

SUMÁRIO

RESUMO	X
ABSTRACT	XI
LISTA DE FIGURAS	XII
LISTA DE TABELAS	XIV
LISTA DE SIGLAS	XV
1. INTRODUÇÃO	16
2. OBJETIVO	18
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1. O HISTÓRICO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO.....	19
3.2. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS.....	20
3.2.1. Alumínio – Ligas Trabalhadas	22
3.2.2. Alumínio – Ligas Fundidas	23
3.2.3. Ligas de Alumínio para Fundição	23
3.2.4. Efeito dos Principais Elementos de Liga	24
3.2.4.1. Silício.....	25
3.2.4.2. Cobre.....	25
3.2.4.3. Manganês.....	26
3.2.4.4. Magnésio.....	26
3.2.4.5. Titânio.....	26
3.2.4.6. Cromo.....	27
3.2.4.7. Níquel.....	27
3.2.4.8. Zinco.....	27
3.2.5. Principais Impurezas em Ligas de Alumínio	28
3.2.5.1. Hidrogênio.....	28
3.2.5.2. Oxigênio.....	29
3.3. TRATAMENTOS TÉRMICOS REALIZADOS EM LIGAS DE ALUMÍNIO.....	29
3.3.1. Homogeneização	30
3.3.2. Recozimento	32
3.3.3. Solubilização e Envelhecimento	33
3.3.3.1. Solubilização.....	33
3.3.3.2. Envelhecimento.....	35
3.3.3.3. Origem do aumento de dureza através do tratamento de envelhecimento e da queda de dureza causada pelo superenvelhecimento.....	36

3.3.4. Estabilização	37
3.3.5. Denominações de Alguns Tratamentos Sofridos por Ligas de Alumínio	37
3.4. LIGAS BINÁRIAS ALUMÍNIO-COBRE	40
3.4.1. O Cobre	40
3.4.2. Ligas Al-Cu	41
3.4.3. Tratamento Térmico T4	43
3.4.3.1. Influência do Tratamento T4 em Ligas Al-Cu	44
3.5. VAZAMENTO NO ESTADO SEMI-LÍQUIDO OU SQUEEZE CASTING	46
3.5.1. Metodologia do Processo	48
3.5.2. Parâmetros de Squeeze Casting	49
3.5.2.1. Volume de metal.....	50
3.5.2.2. Temperatura de vazamento do metal	50
3.5.2.3. Temperatura do molde	50
3.5.2.4. Pressão aplicada	50
3.5.2.5. Tempo de aplicação da pressão.....	50
3.6. ENSAIO METALOGRÁFICO	51
3.6.1. Ensaio Macrográfico ou Macrografia	51
3.6.1.1. Macroestrutura	51
3.6.2. Ensaio Micrográfico ou Micrografia	53
3.7. ENSAIO DE DUREZA	53
3.7.1. Ensaio de Dureza	53
3.7.2. Método para Medida de Dureza	54
3.7.3. Dureza Vickers	55
3.7.4. Micro Dureza	55
3.8. ENSAIOS DE TRAÇÃO	56
3.8.1. Caracterização do Ensaio de Tração	56
3.8.2. Ensaio de Tração Convencional	58
3.8.2.1. Tensão e Deformação	58
3.8.2.2. Propriedades Mecânicas obtidas no Ensaio.....	59
3.8.2.3. Normas de Ensaio	60
3.8.2.4. Normas para Ensaio de outros Produtos.....	61
3.8.2.5. Limite de Elasticidade – Módulo de Elasticidade.....	62
3.8.2.6. Limite de Proporcionalidade e de Elasticidade	63
3.8.2.7. Limite de Escoamento	63

3.8.2.8. Limite de Resistência	65
3.8.2.9. Alongamento	65
3.8.2.10. Estricção.....	67
3.8.2.11. Limite de Ruptura	67
4. MATERIAIS E MÉTODOS	69
4.1. Preparação das ligas para o estudo	69
4.2. PROCESSO DE SQUEEZE CASTING.....	71
4.3. PREPARAÇÃO PARA ANÁLISE MACROESTRUTURAL	72
4.4. PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA TRAÇÃO.....	73
4.5. TRATAMENTO TERMICO T4.....	74
4.6. ENSAIO DE TRAÇÃO.....	74
4.7. ANÁLISE MICROESTRUTURAL	75
4.8. MICRODUREZA	76
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	77
5.1. ANÁLISE MACROESTRUTURAL.....	77
5.2. ENSAIO DE TRAÇÃO.....	78
5.2.1. Análise Fractografica	81
5.3. MICRODUREZA	82
5.4. ANÁLISE MICROESTRUTURAL	83
6. CONSIDERAÇÕES FINAIS	85
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	86
REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA	87

RESUMO

O presente trabalho tem por objetivo a caracterização de ligas de Alumínio-Cobre produzidas por *Direct Squeeze Casting* e tratadas termicamente através do tratamento T4(solubilização e envelhecimento). As matérias-primas para o processo foram fundidas em forno de resistência, vazadas em lingoteira Metálica onde houve aplicação de pressão, o que gerou fundidos com uma maior densidade ou até mesmo isento de defeitos de solidificação como bolhas e poros. Para a análise dessas ligas foram confeccionados corpos-de-prova de ensaio de tração, e o ensaio foi realizado nas dependências da UFPA. Foram realizados também ensaio de Microdureza, além das análises macroestrutural e microestrutural de amostras da ligas. A análise dos resultados desses ensaios permitiu inferir sobre a influência do processo de produção e de tratamento térmico sobre as propriedades mecânicas e estruturais da liga.

Palavras-chave: Ligas de alumínio, *Direct Squeeze Casting*, tratamento T4, propriedades mecânicas e estruturais.

ABSTRACT

This work aims to characterize the aluminum-copper alloys produced by *Direct Squeeze Casting* heat treated by T4 treatment (annealing and aging). The raw materials for the process were melted in resistance furnace, cast into ingot Metallic where it was applied pressure, which generated fused with a higher density or even free of solidification defects such as bubbles and pores. For the analysis of these alloys, it was fabricated specimens used in tensile test run, and the test was conducted on the premises of UFPA. It was also performed testing the microhardness, as well as macrostructural and microstructural analysis of samples of alloys. The analysis of these test results allowed to infer about the influence of the production process and heat treatment on mechanical and structural properties of the alloy.

Key words: Aluminum alloys, *Direct Squeeze Casting*, T4 treatment, mechanical and structural proprieties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Esquema da célula unitária do Alumínio. Fonte: Van Vlack (1981).....	20
Figura 2: Esquema de homogeneização de liga Al-Si, a) composto intermetálico Al-Fe-Si em formas de agulhas(aciculares); b) o mesmo composto após tratamento de forma arredondada. Fonte: Hatch (1990).	30
Figura 3: Esquema de solubilização e envelhecimento na liga Al- 4%Cu. Fonte Brooks & Cole (2003)	33
Figura 4: Esquema do processo de superenvelhecimento. Fonte: Hatch (1990).....	35
Figura 5: Diagrama de fase Al-Cu. Fonte: Martin (1986).....	41
Figura 6: Esquema de desenvolvimento microestrutural de uma liga Al- 4%Cu. Fonte: Brooks & Cole (2003).....	42
Figura 7: Esquema mostrando o processo Direct Squeeze Casting. Fonte: Associação (2002).....	47
Figura 8: Desenho esquemático ilustrando as operações do processo squeeze casting. (a) Fusão do metal e pré-aquecimento do molde. (b) Vazamento do metal líquido. (c) Fechamento do molde e aplicação de pressão. (d) Remoção da peça fabricada. Fonte: Metals Handbook, vol. 15, 1992. Adaptado.	48
Figura 9: Esquema de macroestrutura resultante do processo solidificação. Fonte: Boeira (2010).....	53
Figura 10: Relação entre Tensão e Dureza. Fonte: Souza (1982).....	54
Figura 11: Máquina de Ensaio Universal.....	57
Figura 12: Barra submetida à tração.	58
Figura 13: Curva Tensão x Deformação.	60
Figura 14: Corpos de prova ensaio de tração ABNT. Fonte: ABNT (1992).....	61
Figura 15: Limite de elasticidade e de proporcionalidade.	63
Figura 16: Limite de escoamento – Superior e Inferior.....	63
Figura 17: Limite de escoamento convencional n.	64
Figura 18: Limite de resistência e de ruptura. Fonte: Souza (1982).....	65
Figura 19: Método para determinação do valor de L, para o alongamento.	66
Figura 20: Método de determinação da estrição em corpos de prova retangulares. Fonte: HATCH, 1990.	67
Figura 21: Tipos de Fraturas	68
Figura 22: Determinação da curva de resfriamento para acerto da composição	70

Figura 23: Desenho esquemático do equipamento e termopares para obtenção das temperaturas	70
Figura 24: Diagramas enfatizando cada uma das composições realizadas nesse trabalho.	71
Figura 25: Procedimento de Solidificação: (a) Molde Pré-aquecido para vazamento da liga e prensa hidráulica. (b) Vazamento da liga. (c) aplicação de pressão durante a solidificação.....	72
Figura 26: Norma para confecção de corpos-de-prova.	73
Figura 27: Desenho esquemático das dimensões dos corpos-de-prova (todas em milímetros).....	73
Figura 28: Corpos-de-prova para ensaios de tração.	74
Figura 29: Corpos-de-prova sob tração.a) corpo sob tração b)corpo já apresentando fratura.....	75
Figura 30: Microdurometro MHV 2000	76
Figura 31: Macroestrutura dos lingotes de Al-Cu a) Al-2%Cu, b)Al-3%Cu e c)Al-4%Cu todos os lingotes fundidos sob 43 MPa.	77
Figura 32: Fotomicrografias de Fraturas de ensaio de tração obtidas em Microscópio Eletrônico de Varredura, (a) liga Al-2%Cu sem tratamento, (b) liga Al-2%Cu com tratamento térmico T4, (c) liga Al-3%Cu sem tratamento, (d) liga Al-3%Cu com tratamento térmico T4, (e) liga Al-3%Cu sem tratamento e (f) liga Al-3%Cu com tratamento térmico T4. Com aumento de 400x.	81
Figura 33: Micrografia da liga Al-2%Cu, obtidas em Microscópio Eletrônico de Varredura: a) sem tratamento térmico, b) tratada termicamente (aumento de 400x).	83
Figura 34: Micrografia da liga Al-3%Cu, obtidas em Microscópio Eletrônico de Varredura: a) sem tratamento térmico, b) tratada termicamente (aumento de 400x).	84
Figura 35: Micrografia da liga Al-4%Cu, obtidas em Microscópio Eletrônico de Varredura: a) sem tratamento térmico, b)tratada termicamente (aumento de 400x).	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades físicas do alumínio comercialmente puro.	20
Tabela 2: Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio trabalhado.	22
Tabela 3: Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio fundido.	23
Tabela 4: Propriedades Mecânicas Obtidas em Ensaio de Tração.	79
Tabela 5: Valores de Microdureza para as ligas.	83

LISTA DE SIGLAS

a - parâmetro de rede

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

Al - Alumínio

ASTM - American Society for Testing and Materials

CFC - Estrutura cúbica de face centrada,

Cu - Cobre

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

Mg - Magnésio

Mn - Manganês

MPa - Megapascal

Si - Silício

T4 - solubilização e envelhecimento.

UFPA - Universidade Federal do Pará

Zn - Zinco

SS Solução sólida supersaturada,

GP Zonas de Guinier Preston.

σ_r Resistência interna de um corpo de prova

Lo Comprimento inicial

L Comprimento final da amostra.

E Módulo de Young ou módulo de elasticidade.

σ_r Carga máxima

Qf Carga de ruptura.

1. INTRODUÇÃO

A utilização de materiais de alta resistência mecânica e baixa densidade tem aumentado consideravelmente, em particular nas indústrias aeronáutica e automobilística, com o objetivo de reduzir o peso total dos componentes. Cada vez busca-se por um maior rendimento dos motores com gastos menores de combustível (LEE, 2001). Esse problema pode ser solucionado optando-se por materiais mais leves, porém materiais com boa resistência mecânica alta tenacidade e boa ductilidade.

Em consequência de sua leveza, ductilidade, resistência razoável a esforços mecânicos, a resistência a ataques do meio ambiente, alto valor econômico da sucata e as enormes jazidas, o Alumínio tornou-se opção. Atualmente o Alumínio é o material mais utilizado no mundo depois do aço, chegando a substituir o aço em algumas aplicações.

O Alumínio é um material de suma importância entre os metais vigentes. Sua baixa massa específica, aliada a propriedades mecânicas, conferem a estes materiais uma elevada resistência mecânica específica, pela relação entre a tensão desenvolvida e a massa específica do material.

O baixo ponto de fusão, aliado a um elevado ponto de ebulição (cerca de 2000°C) e a uma grande estabilidade a qualquer temperatura, torna viável a fusão e a moldagem do alumínio. A condutibilidade térmica, inferior somente da prata, cobre e ouro, o torna adequado para aplicações em equipamento destinado a permutar calor (ABM, 1987).

Porém o alumínio puro apresenta baixa resistência a esforços mecânicos e baixos níveis de dureza, quando comparados com outros metais, não sendo recomendado para peças sujeitas a esforços elevados.

Para melhorar as características do alumínio, foram desenvolvidas novas ligas e processos de beneficiamento. Eles são usados com a finalidade de dar ao metal características especiais para usos especiais (ABAL, 2011).

O Alumínio e suas ligas sempre foram considerados materiais aeronáuticos por excelência, porém o fato de apresentarem boa condutibilidade térmica, condutibilidade elétrica relativamente alta e baixo peso específico tornaram-nas de

grande utilidade em equipamentos de transporte (ferroviário, rodoviário e naval) e na indústria mecânica, numa grande variedade de aplicações.

Dentre as ligas de alumínio comerciais destacam-se as da série 2XXX e 6XXX. Por sua capacidade de endurecimento por precipitação (termicamente tratáveis). O presente trabalho trata da análise de ligas Alumínio-Cobre, ligas da família 2XX.X.

2. OBJETIVO

O objetivo do presente trabalho é caracterizar ligas de Alumínio – Cobre, da serie 2XX.X, produzidas pelo processo de *Direct Squeeze-Casting* (ou fundição sob compressão direta), variando-se os teores de Cobre das mesmas. Além da análise do efeito da variação de composição, há também a caracterização do efeito de tratamentos térmicos sob as ligas Al-Cu, mais especificamente o tratamento T4 (solubilização e envelhecimento). Os objetivos específicos a serem atingidos são:

- ✓ Revisão crítica e atualizada da literatura no que diz respeito às teorias e trabalhos experimentais sobre o processo de fundição *Direct Squeeze Casting* e os parâmetros de influência;
- ✓ Realização de experimentos de solidificação de lingotes pelo processo *Direct Squeeze Casting* de ligas de Alumínio da família 2XX.X; ligas Alumínio – Cobre.
- ✓ Caracterização das macroestruturas obtidas experimentalmente e identificação de eventuais defeitos de solidificação;
- ✓ Caracterização experimental das microestruturas resultantes através de técnicas metalográficas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura;
- ✓ Investigação da influência do tratamento térmico de Solubilização e Envelhecimento Natural sob as ligas.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. O HISTÓRICO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio é um dos metais não-ferrosos mais produzidos no mundo e sua utilização tornou-se possível e viável graças a sua disponibilidade e à evolução dos processos de fabricação e tratamentos térmicos (ABAL, 2011).

Em 1886, Hall-Heroult obteve o alumínio pelo processo eletroquímico de redução do metal, utilizado até hoje. Em 1906, Alfred Wilm descobriu o método de endurecimento de uma liga Al-Cu através do tratamento de solubilização seguido de precipitação natural (tratamento T4), e proporcionou o início da utilização do alumínio em larga escala na indústria aeronáutica. Em 1914, o duralumínio já era empregado como material estrutural na fabricação de aviões.

A partir de 1930, a melhoria do desempenho e a redução do peso das aeronaves eram as principais metas a serem atingidas, o que levou ao desenvolvimento das primeiras ligas da série 2XXX (Al-Cu-Mg/Si), usadas nas aplicações aeroespaciais. Em 1940, foi desenvolvida a liga 7075 na condição T6 (solubilização e envelhecimento artificial), utilizada nos aviões B29 durante a segunda guerra mundial (GONÇALVES, 1993).

Nos anos 60 foram desenvolvidos os estudos da análise da mecânica da fratura linear elástica, que revelaram a necessidade de melhoria na combinação da resistência e da tenacidade à fratura das ligas de alumínio.

Durante os anos 70, foram desenvolvidas ligas da série AA 7XXX e, em particular a liga 7050-T74, para preencher a necessidade de um material de alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão e à trinca por corrosão sob tensão, além de boa tenacidade à fratura e à fadiga.

Na década de 90, com uma frota de aviões velhos e com os altos custos de aquisição, utilização e manutenção, surge a necessidade de se incorporar novos parâmetros aos materiais de uso aeronáutico que vão além da resistência específica, da tolerância ao dano e do aumento da resistência à corrosão. Os materiais devem ser acessíveis aos novos métodos de produção com um baixo custo (CARVALHO, 1999).

3.2. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O Alumínio apresenta estrutura cúbica de face centrada (CFC), parâmetro de rede $a=0,4041\text{nm}$, baixa densidade, altos valores de condutividade térmica e elétrica, ductilidade e resistência à corrosão. O Alumínio não é ferromagnético, e é não-tóxico. Outra vantagem do alumínio é a sua resistência à oxidação progressiva, já que os átomos da sua superfície se combinam com o oxigênio da atmosfera, formando uma camada de óxido protetor que impede a progressão da deterioração do material (ABAL, 2004).

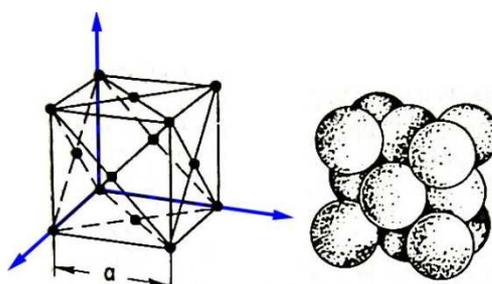


Figura 1: Esquema da célula unitária do Alumínio. Fonte: Van Vlack (1981).

O Alumínio e suas ligas são caracterizados por uma densidade relativamente baixa ($2,7\text{g/cm}^3$, em comparação com a densidade de $7,9\text{g/cm}^3$ do aço) condutividade elétrica e térmica elevadas, e uma resistência a corrosão em alguns ambientes comuns incluindo a atmosfera, e o meio ambiente (CALLISTER, 2002).

Estas e algumas outras características do Alumínio são apresentadas na tabela abaixo.

Tabela 1: Propriedades físicas do alumínio comercialmente puro.

PROPRIEDADES FÍSICAS DO ALUMÍNIO		
Numero atômico	13	
Massa específica teórica	2698	kg/m ³
Temperatura de ebulição	1979 - 2477	°C
Temperatura de fusão	660	°C
Calor específico	400	J/kg.K (25°C)
Calor latente de fusão	397	kJ/kg
Condutibilidade térmica	247	W/m.K (25°C)
Resistividade elétrica	26,55	n.m (20°C)
Condutibilidade elétrica	64,94	%IACS
Estrutura cristalina	c.f.c.	

Fonte: Camargo, 2007

A ótima condutibilidade térmica e elétrica leva o alumínio a ser utilizado em aplicações como trocadores de calor, evaporadores, aquecedores, cilindros e radiadores automotivos. A superfície altamente reflexiva e a ductilidade elevada,

permitted its use in many applications of forming, and the low toxicity allows it to be applied in packaging for food products.

The main limitation of Aluminum is that for some applications it is a weak point, which is its low melting temperature [660°C(1220°F)], which restricts the maximum temperature at which Aluminum can be used (CALLISTER, 2002).

Some aluminum alloys can surpass the strength of some structural steels, but pure aluminum and some aluminum alloys exhibit a relatively low mechanical strength (ASM HANDBOOK, 1992).

All industries, especially aerospace and automotive, are currently looking for light alloys or alloys whose properties are favorable, such as high mechanical strength in exchange for low weight, good ductility, hardness, corrosion resistance, among others. In addition to its low weight, there are other advantages of aluminum alloys, which include a low melting point (this is an advantage when it comes to production and forming processes), good castability, good machinability, good surface finish and high thermal and electrical conductivity.

In addition to all these advantages, aluminum alloys must still have a range of characteristics that will ensure the final quality of the product.

Aluminum alloys are formed primarily by the addition of Copper (Cu), Magnesium (Mg), Manganese (Mn), Silicon (Si), Zinc (Zn) to Aluminum. The choice of elements and their proportions in this addition depend on the final properties that are desired (TASSIN, 1995).

Light alloys play an important role in a wide variety of military and civilian applications. In particular, their inclusion in transport systems, land, air and sea, led to a reduction in weight and consequently a reduction in fuel consumption.

There are two ways to classify aluminum alloys, the first way divides them into heat-treatable alloys (series 2XX.X, 6XX.X, 7XX.X and the majority of the series 8XX.X), which can be hardened by heat treatment, solution treatment and aging, and those whose hardness can only be increased by mechanical work and subsequent strain hardening (series 1XX.X, 3XX.X, 4XX.X and 5XX.X). However, the most common classification is the one that divides them

ligas de Alumínio em dois grandes grupos, as Ligas Trabalhadas ou Dúcteis, e as Ligas Fundidas.

3.2.1. Alumínio – Ligas Trabalhadas.

As ligas trabalháveis são aquelas em que a forma final do produto é conseguida através da transformação de um semi-faturado (lamina, chapa, folha, perfil, vergalhão ou forjados), obtido também por transformações mecânicas a frio ou a quente de um tarugo ou placa produzida pela solidificação do metal líquido (ABAL, 2011).

Os processos de transformações mais comuns na produção de semi-faturados são: laminação, extrusão, trefilação e forjamento.

Tabela 2: Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio trabalhado.

ALUMÍNIO E SUAS LIGAS – TRABALHAVEIS	
Designação da série	Indicação da composição
1XXX	99,00% mín. de alumínio
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos
9XXX	Série não utilizada

Fonte: AA, 2000.

O sistema de designação, apresentado pela Aluminum Association, para os materiais trabalhados é composto de quatro dígitos. O primeiro classifica a liga pela série segundo o principal elemento adicionado; o segundo, se diferente de zero, indica a modificação na liga básica; e o terceiro e o quarto indicam para o alumínio o teor mínimo deste metal, e, para as ligas, identificam as de composição específica.

3.2.2. Alumínio – Ligas Fundidas.

Ligas fundidas são cujos os produtos são obtidos por meio de vazamento do metal líquido em um molde para adquirir a forma desejada.(ABAL, 2011).

Os materiais para fundição são designados com três dígitos separados de um quarto dígito por um ponto. O primeiro dígito indica a liga pela série segundo o elemento principal adicionado; o segundo e o terceiro dígitos caracterizam as ligas de composição específica; e o quarto, que segue o ponto, indica: se for dígito 0, peça fundida em moldes, se for dígito 1, material na forma de lingote. Possíveis modificações que ocorram nas ligas já classificadas ou nos limites de impurezas são indicados por uma seqüência de letras, após o sistema de classificação. A seqüência inicia-se com a letra A e omitem-se as letras I, O, Q e X, que são reservadas para as ligas experimentais (ALONSO, 1993).

Tabela 3: Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio fundido.

ALUMÍNIO E SUAS LIGAS – FUNDIDAS	
Designação da série	Indicação da composição
1XX.X	99,00% mín. de alumínio
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício e cobre e/ou magnésio
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
6XX.X	Série não utilizada
7XX.X	Zinco
8XX.X	Estanho
9XX.X	Outros elementos

Fonte: AA, 2000.

Diferentemente dos materiais trabalháveis, sujeitos a uma variação dos processos de aquecimento e de resfriamento, as ligas de fundição adquirem suas propriedades na condição de fundida (em alguns casos, com tratamento térmico).

3.2.3. Ligas de Alumínio para Fundição

Existem inúmeras possibilidades de combinações de elementos químicos com o alumínio. Estas combinações denominadas de ligas de alumínio têm como objetivo

principal melhorar as propriedades mecânicas da liga e conferir outras propriedades de uso ou características de fundição (MALAVAZZI, 2002).

Assim as Ligas de Alumínio para fundição de uso comercial tem na sua composição química:

a) Elementos Principais: responsáveis pelas propriedades mecânicas como Cobre, Silício, Magnésio, Manganês, Zinco;

b) Elementos Secundários: cujos percentuais são menores e tem como objetivo uma ação específica para se obter determinada propriedade de uso ou característica de fundição como: Níquel, Ferro, Berílio;

c) Elementos modificadores, refinadores ou neutralizadores: usados em pequenos percentuais com a finalidade de alterar a microestrutura, obtendo-se melhores propriedades ou características de processo como Titânio, Sódio, Estrôncio, Boro;

d) Elementos tidos como impurezas: os quais devem ser controlados ou balanceados de maneira mais rigorosa como: Chumbo, Cromo, Cálcio, e principalmente Hidrogênio e Oxigênio, que em geral exercem influência perniciosa sobre certas propriedades ou características de fundição.

e) Os elementos, prata, gálio, germânio, são muito caros, e economicamente inviáveis. O lítio em função das dificuldades de processo, tem seu uso bastante restrito à ligas especiais.

Teoricamente as melhores combinações de resistência e ductilidade em ligas metálicas resultam de uma estrutura monofásica, onde todos os elementos estão dissolvidos na matriz.

Para as ligas de alumínio isto não é possível, pois a solubilidade dos elementos é muito limitada (MOLINARI, 1997).

3.2.4. Efeito dos Principais Elementos de Liga

Vários tipos de elementos de liga são adicionados para melhorar a fundibilidade, as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão. Entre eles existem elementos eficientes para melhorar certa característica, e elementos impuros para deteriorar características inerentes. A seguir é descrita a eficiência dos elementos típicos encontrados em ligas de alumínio para fundição.

3.2.4.1. Silício

Em proporção ao aumento da quantidade de silício, a resistência e a dureza tendem a aumentar, porém, o alongamento tende a diminuir. A porcentagem de silício vai usualmente até 12% nas ligas de alumínio e é o elemento mais largamente usado nas ligas de fundição (BRESCIANI, 1997)

O silício aumenta a fluidez do alumínio líquido, permitindo que ele flua através de paredes finas na cavidade do molde e reproduza detalhes mais delicados.

Não contribui apreciavelmente para a usinabilidade. Em teores altos torna difícil a usinagem devido a formação de fases primárias em composições eutéticas e hipereutéticas. Contribui para a resistência mecânica, principalmente quando combinado com magnésio, por tornar a liga tratável termicamente. O silício, preferivelmente deve estar na liga no estado modificado que diz respeito aos cristais de silício, isto é, em formas arredondadas e bastante dispersas na matriz de alumínio.

3.2.4.2. Cobre

O cobre foi um dos primeiros elementos de liga empregados e ainda tem larga utilização. Este elemento aumenta a dureza das ligas, porém, diminui o alongamento e prejudica a fluidez do material. Aumenta a resistência da liga com ou sem tratamento térmico.

É bastante solúvel no alumínio em altas temperaturas (5,65% a 548°C, solubilidade máxima do Cobre em Alumínio) e apenas ligeiramente solúvel em temperatura ambiente (0,5%). Essa característica torna essas ligas termicamente tratáveis e permite melhoramento nas propriedades mecânicas.

O cobre é adicionado nas ligas fundidas usualmente entre 4% e 5% (podendo chegar a 10%) dependendo da aplicação do componente fundido. As vantagens da presença do cobre nas peças fundidas, são uma diminuição na contração de solidificação, deixando a liga com maior intervalo (solidificação pastosa) e melhoramento na usinabilidade devido à precipitação de compostos CuAl_2 (FUOCO, 2001)

A precipitação do composto CuAl_2 reduz severamente a resistência à corrosão da peça, devido à redução galvânica entre o composto e a matriz (alfa), onde a aplicação em ambientes úmidos ou atmosfera salina, pode levar à corrosão.

3.2.4.3. Manganês

A solubilidade do manganês no alumínio é de 1,8 a 657°C e inferior a 0,2% a temperatura ambiente. A adição de manganês nas ligas de alumínio se dá até 1,5% (MONDOLFO, 1977.)

Atua como refinador de grão para reduzir a contração. A grande função deste elemento é neutralizar o ferro evitando a precipitação de compostos primários e conseqüente fragilização da liga. Em conjunto com o ferro forma o composto escrita chinesa.

3.2.4.4. Magnésio

Em teores abaixo de 0,1% o magnésio não afetará nenhuma propriedade da liga. Quando esse teor se eleva, a resistência ao escoamento e a dureza aumentam, diminuindo a fluidez do material. Na presença do silício, pequenas quantidades de magnésio aumentam levemente a ductilidade. Geralmente são adicionados teores de 0,5% nas ligas com silício e de até 10% quando adicionados sozinho.

3.2.4.5. Titânio

É usualmente adicionado (0,05 a 0,2%) como refinador de grão para as ligas de fundição, porém em fundição sob pressão ou sob compressão essa característica é praticamente desprezível, pois, a estrutura já é bastante refinada devido à grande taxa de extração e calor. Além de modificar a microestrutura, o titânio diminui a tendência à soldagem.

3.2.4.6. Cromo

O cromo possui baixa solubilidade no alumínio, formando composto CrAl_7 na forma de fases finas e dispersas. Esses finos precipitados em solução sólida aumentam a resistência das ligas.

O cromo é um eficiente neutralizador de ferro, porém, seu teor deve ser bem controlado devido à reação com o manganês, onde existe a possibilidade da formação de compostos intermetálicos FeCrMn de alta dureza. Portanto o teor de cromo deve ser residual para ligas de fundição chegando a teores máximos de 0,03% a 0,06% (FINARDI, 1988).

3.2.4.7. Níquel

É encontrado em teores de até 0,5% proveniente de sucatas. A solubilidade do níquel no estado sólido não excede a 0,04%. Acima desse teor forma compostos intermetálicos insolúveis geralmente combinando-se com o ferro.

Junto com o ferro melhora a resistência a corrosão. Somente acima de 2% interfere nas propriedades, aumentando a resistência e reduzindo o alongamento (BRADASCHIA, 1988).

3.2.4.8. Zinco

Pode ser encontrado até 3,0% nas ligas fundidas. Quando adicionado em quantidades grandes torna a liga muito frágil a quente e produz alta contração. Adições de zinco não interferem nas propriedades mecânicas, pois, o zinco aparece em solução na liga, não formando fases ou compostos.

3.2.5. Principais Impurezas em Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio têm sua fundibilidade e propriedades afetadas devido a algumas impurezas que podem estar presentes. Essas impurezas podem ser alguns elementos que tem efeitos deletérios e prejudicam a fluidez da liga. Porém, as principais impurezas são o hidrogênio na presença física em forma de gases, e óxidos de alumínio formados a partir da reação com o oxigênio. Mais detalhes sobre a ação destes elementos está descrito a seguir.

3.2.5.1. Hidrogênio

O hidrogênio possui alta solubilidade com o alumínio no estado líquido, e baixa no estado sólido. Durante a solidificação o hidrogênio difunde para os últimos pontos a se solidificar, concentrando mais porosidades nestas regiões (MOLINARI, 1997).

A quantidade de hidrogênio presente em solução nas ligas fundidas está em torno de 0,6 a 1,0 ml por 100g de alumínio, dependendo da composição da liga e temperatura. A adição de elementos de liga, alteram a solubilidade do hidrogênio. Segue abaixo a influência de alguns elementos:

- a) Silício, cobre, zinco, estanho, manganês – reduzem a solubilidade;
- b) Flúor e Berílio – reduzem a absorção ou eliminam o Hidrogênio;
- c) Ferro e cromo – aumentam levemente a solubilidade do Hidrogênio;
- d) Níquel – reduz a difusão do Hidrogênio;
- e) Cálcio, sódio, magnésio e compostos de enxofre – aumentam a absorção;
- f) Elementos formadores de hidretos tais como: cério, lítio, tório e titânio aumentam fortemente a solubilidade e a difusão do hidrogênio.

A presença de hidrogênio nos fundidos causa porosidades primárias e secundárias (bolhas). Estas porosidades prejudicam as propriedades mecânicas devido a vazios na estrutura cristalina.

O hidrogênio absorvido pela liga e o ar aprisionado durante o processo de vazamento, impossibilitam as peças produzidas pelos processos convencionais de sofrerem tratamento térmico, devido à difusão de hidrogênio para a superfície. O hidrogênio contido nas ligas pode ser removido por diferentes processos de

desgaseificação, mas o mais utilizado atualmente é o processo com rotor de grafite, onde bolhas de gases inertes como nitrogênio ou argônio são responsáveis pela remoção deste elemento, além de fazer a desoxidação do banho (MOLINARI, 1997).

3.2.5.2. Oxigênio

O oxigênio pode ser considerado o elemento de maior contaminação encontrado nas ligas de alumínio para o processo de Fundição. Este elemento apresenta elevada afinidade com o alumínio, formando, rápida e facilmente, filmes de óxido Al_2O_3 (alumina).

Estas formações tendem a ser maior, quanto maiores forem às turbulências geradas no manuseio do metal líquido. O filme de óxido formado na superfície do banho no estado líquido protege o metal da absorção de hidrogênio, porém, em temperaturas acima de 930°C o filme perde suas características de proteção.

O aumento da porcentagem de óxidos no metal diminui sua fluidez e aumenta o desgaste das ferramentas de corte durante a usinagem (pontos duros) (MOLINARI, 1997).

3.3. TRATAMENTOS TÉRMICOS REALIZADOS EM LIGAS DE ALUMÍNIO

As ligas de alumínio que são classificadas em “tratáveis termicamente”, respondem a tratamentos de dissolução. Os principais tipos de tratamento térmico são:

- I. Homogeneização;
- II. Recozimento;
- III. Solubilização e Envelhecimento;
- IV. Estabilização.

3.3.1. Homogeneização

Também conhecido como pré-aquecimento do lingote anterior ao trabalho a quente, pode ter vários objetivos, dependendo da liga, do produto e do processo de fabricação envolvido. Um dos principais objetivos é aumentar a trabalhabilidade.

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 (HATCH, 1990).

Devido à baixa ductilidade resultante da presença localizada dessas partículas as estruturas fundidas estão associadas com baixa trabalhabilidade. Os tratamentos térmicos de homogeneização das estruturas fundidas foram desenvolvidos de maneira empírica, baseados em observações metalográficas em microscópio ótico para determinar o tempo e a temperatura necessários para reduzir a segregação e dissolver as partículas de segunda fase. Entretanto, mais recentemente têm surgido métodos que permitem determinar quantitativamente o grau de microsegregação e as taxas de dissolução e de homogeneização. Em geral, quanto mais grosseira a estrutura dendrítica, maior a segregação e mais difícil a homogeneização, uma vez que as distâncias, que devem ser vencidas pela difusão dos átomos, tornam-se mais longas. A Figura 2 representa de forma esquemática o tratamento de Homogeneização em uma liga ternária Al-Si (Alumínio e Silício) com ferro como impureza.

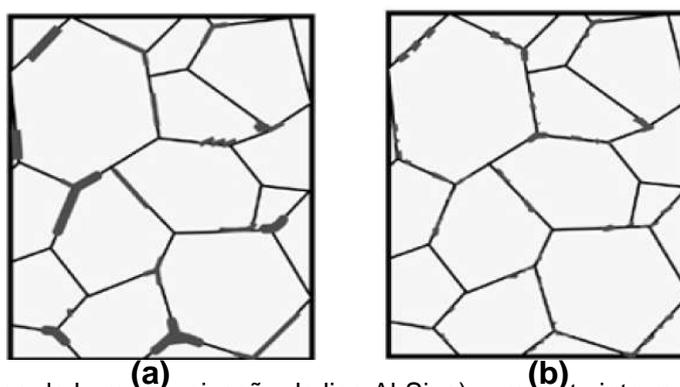


Figura 2: Esquema de homogeneização de liga Al-Si, a) composto intermetálico Al-Fe-Si em formas de agulhas(aciculares); b) o mesmo composto após tratamento de forma arredondada. Fonte: Hatch (1990).

Durante o resfriamento lento que se segue ao tratamento térmico de homogeneização ocorre reprecipitação de partículas de segunda fase, mas esta ocorre de maneira mais dispersa, não localizada, e não de modo muito significativo no interior das dendritas, e não nos contornos como anteriormente. Além disso, a vantagem intrínseca do tratamento de homogeneização é permitir a esferoidização das partículas quase insolúveis que contêm ferro, a qual é tanto maior quanto maior for a solubilidade e a taxa de difusão dos elementos contidos nas partículas (HATCH, 1990).

A presença de elementos como manganês, cromo e zircônio tem um efeito diferente do ferro e do silício no que se refere à segregação e à presença de partículas de segunda fase. Esses elementos se separam por uma reação peritética durante a solidificação, de tal modo que a formação de partículas contendo esses elementos ocorre de maneira inversa ao que acontece com as partículas que não contêm esses elementos, isto é, a região central da dendrita, que é a primeira a se solidificar contém, progressivamente, maior teor desses elementos do que a região dos contornos, que é a última a se solidificar. Assim, as soluções sólidas formadas por esses elementos estão supersaturadas, o que resulta das taxas de difusão relativamente baixas destes elementos no estado sólido.

Tratamentos térmicos de pré-aquecimento dos lingotes das ligas que contêm esses elementos são recomendados para induzir a precipitação de partículas de fases tais como $Al_{20}Cu_2Mn_3$ e $Al_{12}Mg_2Cr$, com dimensões de 10 a 100 nm. Esses precipitados formados em altas temperaturas também são conhecidos como dispersóides e se formam dentro das dendritas com uma distribuição que é a mesma resultante da solidificação, pois as taxas de difusão são muito baixas e assim não permitem uma redistribuição significativa (HATCH, 1990).

Essa precipitação de dispersóides, entretanto deve ser controlada, de modo a não ocorrer nos contornos das dendritas, e tem uma importância muito grande como fator de geração de obstáculos à movimentação de contornos durante a recristalização, pois os dispersóides atuam no sentido de dificultar a movimentação dos contornos, contribuindo para a obtenção de grãos mais finos, o que é benéfico para a maioria das aplicações das ligas de alumínio, uma vez que invariavelmente resulta em melhores propriedades mecânicas.

3.3.2. Reozimento

O recozimento pode ser necessário antes das operações de conformação mecânica a frio, devido à ocorrência de encruamento durante essas operações. É utilizado em todos os tipos de ligas de alumínio, tanto as endurecíveis por precipitação como as que não endurecem por precipitação, entretanto, no caso das primeiras, deve haver um controle de temperaturas mais cuidadoso, para evitar a ocorrência de precipitação durante um tratamento de recozimento para recristalização, por exemplo. O tipo de recozimento a ser realizado numa liga evidentemente depende de sua história termomecânica prévia e do tipo de microestrutura resultante dessas operações anteriores. O encruamento resultante de uma têmpera F (como fabricado) em geral pode ser eliminado mediante aquecimento a uma temperatura da ordem de 345 °C e a manutenção a esta temperatura por um tempo adequado para garantir uniformidade térmica.

Nesse tipo de tratamento as taxas de aquecimento e de resfriamento não são críticas, embora um aquecimento mais rápido seja preferível, por proporcionar um grão mais fino (HATCH, 1990).

O recozimento de ligas previamente tratadas para têmperas como W (solubilização), T3 (solubilização, encruamento e envelhecimento natural), T4(solubilização e envelhecimento natural), T6(solubilização e envelhecimento artificial) ou T8(solubilização, encruamento e envelhecimento artificial) necessita de tratamentos que primeiro façam com que os precipitados atinjam sua estrutura cristalina de equilíbrio e depois coalesçam. Isso pode ser conseguido mediante aquecimento a temperatura entre 355 e 410 °C, ou pouco acima, seguido por resfriamento até cerca de 260 °C em taxas de 25 a 40 °C. Um resfriamento muito lento resulta em precipitados muito grosseiros, o que pode prejudicar as operações de conformação mecânica subseqüentes. Nas ligas da série 7XXX o processo de precipitação é mais lento do que nas ligas da série 2XXX, necessitando um tratamento adicional a 230 °C por 2 a 6 h, de modo a garantir precipitação completa, de forma a permitir maior estabilidade durante a operação de conformação subseqüente. Mesmo assim com esse tratamento, as ligas envelhecidas apresentam piores condições para conformação do que as mesmas ligas não envelhecidas.

O recozimento só se aplica a ligas fundidas quando é necessário um rigoroso controle dimensional ou quando o material será submetido posteriormente a alguma operação de conformação não convencional (HATCH, 1990).

3.3.3. Solubilização e Envelhecimento

Muitas literaturas tratam estes dois tratamentos de forma unificada, como se fossem apenas um tratamento, pois de certa forma eles ocorrem, um em consequência do outro, pois o a Solubilização se caracteriza pelo aquecimento para solubilizar os elementos de liga (gerar uma solução sólida), e o Envelhecimento se caracteriza por induzir ou mesmo deixar que ocorra de forma natural a precipitação desse elementos de liga na forma de partículas com determinados graus de coerência que vai depender do processo de envelhecimento e do tempo utilizado neste. A Figura 3 mostra um gráfico de solubilização e envelhecimento mostrando as configurações estruturais formadas.

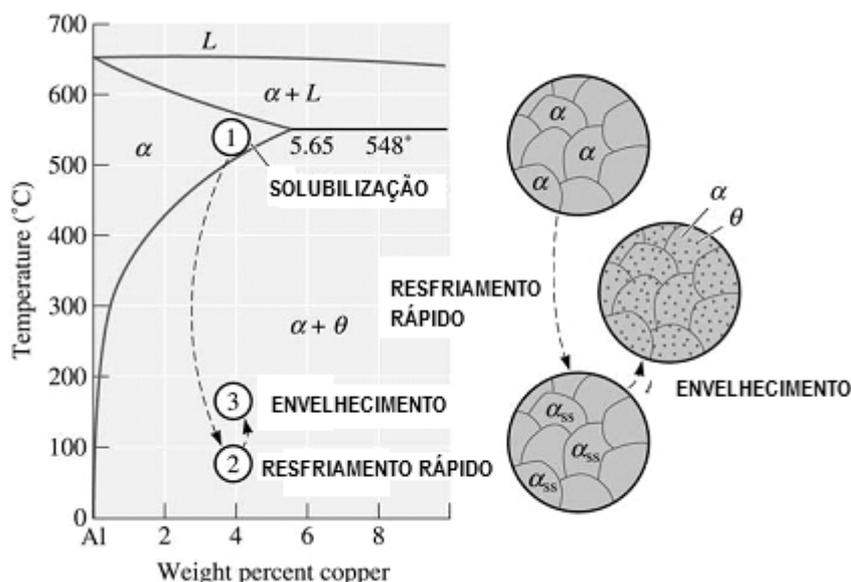


Figura 3: Esquema de solubilização e envelhecimento na liga Al- 4%Cu. Fonte Brooks & Cole (2003)

Mesmo apresentado de certa forma essa dependência esses dois tratamentos podem ser abordados de forma separada como será realizada a seguir.

3.3.3.1. Solubilização

O objetivo do tratamento de solubilização é por 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 conseqüências do superaquecimento e da fusão parcial sejam evitadas. A liga 2014 apresenta essa característica, ao contrário da liga 7029, 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. Algumas ligas, como a 7075 e a 7050, que teoricamente permitiriam grande tolerância na definição da temperatura de solubilização, com base na temperatura solvus de equilíbrio e na temperatura solidus, podem apresentar fusão incipiente em temperatura muito inferiores à solidus em determinadas circunstâncias. A liga 7075 tem duas fases solúveis, a $MgZn_2$ (com alumínio e cobre substituindo parcialmente o zinco) e a Al_2CuMg . Esta última dissolve muito lentamente. Concentrações localizadas desta fase podem causar fusão de não equilíbrio entre 485 e 490 °C, se a liga for aquecida muito rapidamente até esta faixa de temperaturas e se a homogeneização não for bem feita. Outro fenômeno nocivo que pode ocorrer durante a solubilização é o crescimento excessivo de grãos, tanto mais significativo quanto mais elevadas as temperaturas e mais longos os tempos de solubilização. Finalmente, outra conseqüência negativa de elevadas temperaturas de solubilização é a oxidação em altas temperaturas, principalmente se a atmosfera do forno estiver contaminada com umidade ou enxofre (HATCH, 1990).

O resfriamento rápido que se segue à têmpera 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.

3.3.3.2. Envelhecimento

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. Entretanto, o máximo de dureza atingido por uma liga através de tratamento térmico (T6) também corresponde a uma considerável queda de ductilidade e tenacidade. Por outro lado, o Superenvelhecimento (a figura abaixo mostra de forma esquemática 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 T6 (máximo 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.

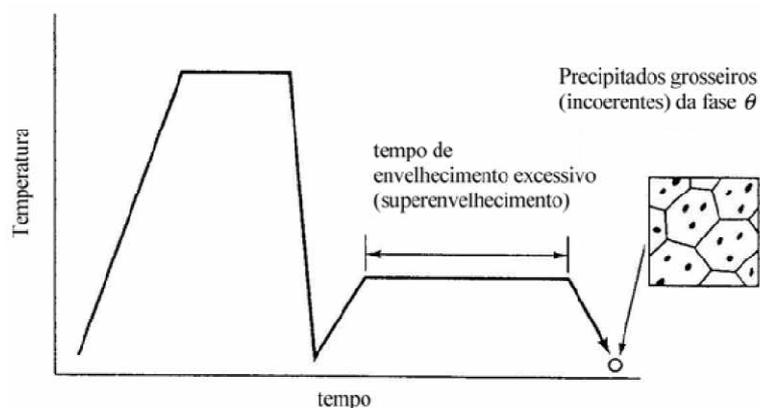


Figura 4: Esquema do processo de superenvelhecimento. Fonte: Hatch (1990).

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 lentos e com níveis de dureza resultante bem mais baixos do que os que ocorrem no envelhecimento artificial (HATCH, 1990).

3.3.3.3. Origem do aumento de dureza através do tratamento de envelhecimento e da queda de dureza causada pelo superenvelhecimento

O tratamento de solubilização e envelhecimento tem por objetivo a obtenção de precipitados finos, que ao mesmo tempo que sejam grandes o suficientes para agir como obstáculos ao movimento das discordâncias, endurecendo a liga, sejam por outro lado 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 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. No início do envelhecimento surgem as chamadas zonas de Guinier Preston, muito pequenas para garantir uma substancial endurecimento, uma vez que podem ser facilmente cisalhadas por discordâncias em movimento. 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 significativo. Além disso, como os precipitados, incoerentes, estáveis e muito grandes, encontram-se muito afastados uns dos outros devido ao coalescimento, deixam um longo caminho livre para a movimentação das discordâncias, o que também favorece o amolecimento típico do superenvelhecimento. A diferença básica entre o envelhecimento artificial e o envelhecimento natural (à temperatura

ambiente), 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 (inferior ao obtido em forno) somente acontece após uma semana ou mais de manutenção do material à temperatura ambiente.

3.3.4. Estabilização

Nas ligas Al-Mg (série 5XXX), após alguns dias à temperatura ambiente, ocorre uma perda de propriedades mecânicas do material deformado a frio. Trata-se de um processo de recuperação. Para contornar esse inconveniente, aquece-se o material em temperaturas ao redor de 150°C para acelerar a recuperação (têmperas H3X). Este tratamento alivia a tensão residual dos materiais encruados e aumenta a resistência à corrosão das ligas de Al-Mg.

3.3.5. Denominações de alguns tratamentos sofridos por ligas de alumínio

Para se conhecer o histórico de processos sofridos por uma liga, adiciona-se a sua denominação letras e números que representam os processos realizados nas mesmas. A seguir será apresentada a relação de classificação de tipos de tratamentos, adotada pela Aluminum Association (2000):

F = como fabricado: aplica-se aos produtos resultantes de conformação mecânica (laminação, extrusão e outros)

O = recozido: aplica-se aos produtos inicialmente trabalhados e depois recozidos para obter a resistência mecânica mais baixa, e aos produtos fundidos que são recozidos com o objetivo de aumentar a ductilidade e a estabilidade dimensional. A letra O pode ser seguida por um número diferente de zero.

W = solubilizado: uma têmpera instável aplicável somente às ligas que envelhecem espontaneamente na temperatura ambiente (envelhecimento natural) após solubilização. Esta designação é especificamente usada quando o período de envelhecimento natural é indicado, como por exemplo, no caso de W ½ h.

T = termicamente tratado para produzir têmperas estáveis diferentes de F, O ou H: aplica-se aos produtos que são termicamente tratados, com ou sem deformação suplementar, para produzir têmperas estáveis.

A letra T é sempre seguida por um ou mais dígitos. Um período de envelhecimento natural pode ocorrer entre as operações relacionadas para as têmperas T. Sempre que for necessário do ponto de vista metalúrgico, deve haver um controle rigoroso desse período. Números de 1 a 10 indicam seqüências específicas de tratamentos:

T1 = resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável. Aplica-se a produtos que não são trabalhados a frio após resfriamento de uma temperatura elevada em um processo de conformação a quente, ou nos quais o efeito do trabalho a frio no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T2 = resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumentar a resistência mecânica após resfriamento de uma temperatura elevada em um processo de conformação, ou nos quais o efeito do trabalho mecânico no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T3 = solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumentar a resistência mecânica após solubilização, ou nos quais o efeito do trabalho mecânico no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T4 = solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável. Aplica-se a produtos que não são trabalhados mecanicamente após solubilização, ou nos quais o efeito do trabalho a frio no endireitamento ou a planificação pode não ser reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T5 = resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação e envelhecido naturalmente. Aplica-se a produtos que não são trabalhados a frio após resfriamento de uma temperatura elevada em um processo de conformação a

quente, ou nos quais o efeito do trabalho a frio no endireitamento ou a planificação pode não ser reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T6 = solubilizado e envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que não são trabalhados a frio após solubilização, ou nos quais o efeito do trabalho a frio no endireitamento ou a planificação pode não ser reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T7 = solubilizado e estabilizado. Aplica-se a produtos que são estabilizados após solubilização para levá-los além do ponto de máxima resistência mecânica, de modo a permitir o controle de alguma característica especial.

T8 = solubilizado, trabalhado a frio, e então envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumentar a resistência mecânica, ou nos quais o efeito do trabalho mecânico no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

T9 = solubilizado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumentar a resistência mecânica.

T10 = resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, trabalhado a frio e então envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumentar a resistência mecânica, ou nos quais o efeito do trabalho mecânico no endireitamento ou na planificação é reconhecido nos limites de propriedades mecânicas.

As denominações seguintes, envolvendo dígitos adicionais são usadas para o caso de materiais submetidos a alívios de tensões de produtos trabalhados:

T-51 = submetido a alívio de tensões por estiramento. Aplica-se aos seguintes produtos quando estirados, sendo indicado o grau de estiramento (em %), após solubilização ou resfriamento a partir de trabalho a quente:

- a) Placas: 1,5 a 3 % de ajuste permanente.
- b) Vergalhões, barras, perfis e tubos extrudados: 1 a 3 % de ajuste permanente.
- c) Tubos trefilados: 0,5 a 3 % de ajuste permanente.

Aplica-se diretamente a placas e barras e vergalhões laminados ou acabados a frio. Esses produtos não sofrem nenhum endireitamento adicional após o estiramento. Aplica-se a vergalhões, barras, tubos e perfis extrudados e também tubos trefilados, quando denominados de maneira mostrada a seguir:

T-510: produtos não sofrem endireitamento adicional após estiramento.

T-511: produtos que podem sofrer um pequeno endireitamento após o estiramento, de modo a se enquadrar nas tolerâncias padronizadas.

T-52 = submetido a alívio de tensões por compressão. Aplica-se aos produtos que foram submetidos a alívio de tensões por compressão após solubilização ou resfriamento a partir do trabalho a quente de modo a produzir um ajuste permanente de 1 a 5 %.

T-54 = submetido a alívio de tensões por combinação de estiramento e compressão. Aplica-se a produtos forjados que são submetidos a alívio de tensões ao serem repassados a frio pela matriz de acabamento.

Os mesmos dígitos (51, 52 e 54) podem ser adicionados à designação W para indicar um produto solubilizado instável e submetido a alívio de tensões. As seguintes designações são usadas para classificar produtos trabalhados e termicamente tratados das têmperas O ou F, para manifestar resposta a tratamentos térmicos:

T42 = solubilizado a partir das têmperas O ou F para demonstrar resposta ao tratamento térmico e envelhecido naturalmente até uma condição suficientemente estável.

T62 = solubilizado a partir das têmperas O ou F para demonstrar resposta ao tratamento térmico e envelhecido artificialmente.

As denominações de tempera T42 e T62 também podem ser aplicadas a produtos trabalhados e termicamente tratados a partir de qualquer tempera, quando esses tratamentos resultam em propriedades mecânicas compatíveis com essas têmperas.

3.4. LIGAS BINÁRIAS ALUMÍNIO-COBRE

3.4.1. O Cobre

O Cobre é um dos mais importantes elementos de liga do alumínio e produz considerável resistência em solução sólida e com apropriado tratamento térmico pode formar um grande aumento da resistência pela formação de precipitados. A máxima solubilidade do cobre no alumínio ocorre com 5,65% Cu à temperatura

eutética de 548°C (Figura 5). A solubilidade do cobre no alumínio diminui rapidamente com a diminuição da temperatura de 5,65% Cu para menos de 0,1% Cu à temperatura ambiente.

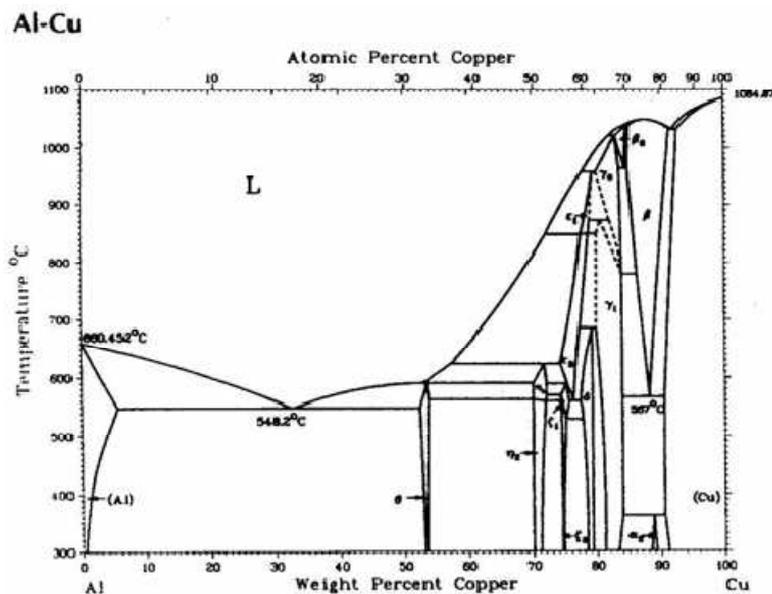


Figura 5: Diagrama de fase Al-Cu. Fonte: Martin (1986).

3.4.2. Ligas Al-Cu

As ligas do sistema Al-Cu, conhecidas como ligas da série 2XXX (trabalhadas) e 2XX.X (fundidas) na classificação da Aluminum Association, são as ligas de alumínio de desenvolvimento mais antigo, sendo que o seu surgimento data do início do século XX, quando Alfred Wilm, na Alemanha, descobriu o fenômeno de endurecimento por precipitação (MARTIN, 1986). Essas ligas até hoje são conhecidas como duralumínio.

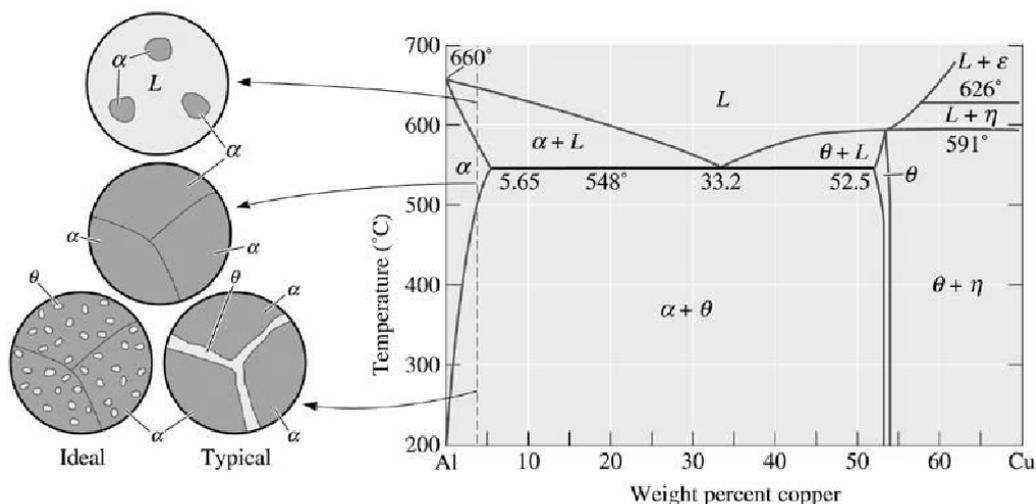


Figura 6: Esquema de desenvolvimento microestrutural de uma liga Al- 4%Cu. Fonte: Brooks & Cole (2003)

Entre as ligas dessa família a 2017 é a mais antiga e também a mais conhecida. É uma liga que contém 4 % de cobre, 0,5 % de magnésio e 0,7 % de manganês, nas quais a simples introdução desses elementos de liga já eleva a resistência à tração de 89,3 MPa (alumínio comercialmente puro) para 178,5 MPa. O tratamento térmico de envelhecimento (endurecimento por precipitação) por tempo e temperatura controlados ainda permite aumentar ainda mais a resistência à tração, para cerca de 422 MPa (HATCH, 1990).

Esse grupo de ligas Al-Cu pode ainda ser subdividido em dois grupos principais: as ligas Al-Cu com teores de magnésio relativamente baixos, como a 2017 mencionada e outras como a 2025 e a 2219, e as ligas Al-Cu com teores de magnésio relativamente altos (também denominadas Al-Cu-Mg), superiores a 1%, como a 2024 (1,5 % de magnésio) e a 2618 (1,6 % de Mg). A principal diferença entre esses dois subgrupos é que nas ligas Al-Cu, mais antigas, só contribuem para o endurecimento por precipitação as fases precursoras da fase θ (CuAl_2): θ'' e θ' , ao passo que nas ligas Al-Cu-Mg é igualmente importante a contribuição da fase S' , precursora da fase S (Al_2CuMg). Se o teor de silício for relativamente alto, também poderá ser encontrada nestas ligas a fase quaternária Q ($\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$).

As ligas Al-Cu podem apresentar diferentes tipos de elementos de liga, adicionados com diversas finalidades, os quais podem levar à formação de diversas fases diferentes. A liga 2024, por exemplo, possui manganês em teores relativamente altos, que causa a formação da fase $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$, presente também em outras ligas, que sob a forma de partículas dispersóides retardam os processos

de recristalização e crescimento de grão. A liga 2011, por exemplo, não apresenta magnésio e manganês em teores elevados, mas sim ferro e silício, havendo a formação da fase Al_7CuFe_2 insolúvel (HATCH, 1990).

De um modo geral as ligas Al-Cu apresentam elevada resistência mecânica após tratamento térmico de endurecimento por precipitação, entretanto, apesar dessa vantagem, apresentam algumas desvantagens quando comparadas com outros tipos de ligas de alumínio, que vão desde a resistência à corrosão relativamente baixa e a conformabilidade limitada (são pouco adequadas a processos com elevada deformação, como a extrusão, por exemplo) até a soldabilidade igualmente restrita (em geral são soldadas somente por processos de resistência elétrica). Os valores mais elevados de dureza são obtidos para teores de cobre da ordem de 4 a 6 %, dependendo da influência de outros elementos de liga presentes.

3.4.3. Tratamento Térmico T4

Esse tratamento dá às ligas que respondem a ele uma maior resistência mecânica. O processo é o seguinte:

O metal é aquecido uniformemente até cerca de $500^{\circ}C$. A temperatura exata depende de cada liga. O aquecimento ocasiona a dissolução dos elementos de liga na solução sólida (tratamento de solubilização);

Segue-se um resfriamento rápido, geralmente em água, que previne temporariamente a precipitação dos elementos da liga (a difusão é muito lenta na temperatura ambiente), formando uma solução saturada. Esta condição é instável.

Gradualmente, as fases constituintes precipitam-se de uma maneira extremamente fina (sobre lacunas e discordâncias, somente visível por potentes microscópios), alcançando o máximo efeito de endurecimento (envelhecimento). Isto ocorre espontaneamente, depois de alguns dias na temperatura ambiente (envelhecimento natural).

Entre os efeitos de um tratamento térmico completo, estão um aumento substancial nos limites de escoamento e de resistência à tração e uma redução da ductilidade.

3.4.3.1. Influência do Tratamento T4 em Ligas Al-Cu

A solubilização é realizada para que o cobre fique em solução sólida com o alumínio e a liga é então resfriada. Como ligas que apresentam elevados teores de soluto, as ligas Al-Cu são especialmente suscetíveis a esse tratamento, e apresentam considerável endurecimento quando solubilizadas e envelhecidas.

O endurecimento se dá em consequência da precipitação, por isso o nome de Endurecimento por Precipitação, e nas ligas de Al-Cu se dá da seguinte maneira durante o envelhecimento:

Primeiro ocorre a formação das chamadas zonas de *Guinier Preston* (GP), em forma de discos formados por um arranjo de átomos de cobre e alumínio nas regiões enriquecidas em cobre, e que já são responsáveis por um razoável ganho de dureza no material mantido à temperatura ambiente. Esse tipo de pré-precipitado (zonas GP) também se forma no início do envelhecimento artificial e essas zonas GP são consideradas precursores dos precipitados intermediários metaestáveis θ'' e θ' . O precipitado θ'' , que se forma após algumas horas de envelhecimento artificial (3 ou 4 horas a 190 °C, quando as zonas GP desaparecem), e após dias em envelhecimento natural, é coerente com a matriz e possui formas de plaqueta, assim como o precipitado θ' , que se forma algum tempo depois, mas coexiste com o precipitado θ'' durante um certo intervalo de tempo, o qual corresponde à dureza mais elevada que pode ser obtida para as ligas Al-Cu. A continuação do envelhecimento leva à formação do precipitado de equilíbrio θ , cuja composição química corresponde exatamente à estequiometria CuAl_2 . Este é o chamado precipitado de equilíbrio termodinâmico, uma vez que o prosseguimento do envelhecimento não muda suas características, com exceção do tamanho dessas partículas, que tende a crescer. A formação desse precipitado de equilíbrio também corresponde ao chamado superenvelhecimento da liga Al-Cu que é caracterizado por uma acentuada queda de dureza, quando comparado com o intervalo de coexistência das fases θ'' e θ' (HATCH, 1990).

Sendo assim, a seqüência de precipitação nas ligas Al-Cu é dada por:



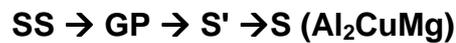
onde:

SS = solução sólida supersaturada,

GP = zonas de Guinier Preston.

Alguns autores mais antigos podem se referir aos precipitados θ' como zonas GP2, e assim considerarem as zonas GP iniciais como zonas GP1, mas essa denominação está em desuso, uma vez que estudos mais recentes demonstram que os precipitados θ' são efetivamente precipitados com estrutura cristalina e outras características bem definidas, que os diferenciam das zonas GP.

As ligas Al-Cu-Mg, apresentam duas seqüências de precipitação praticamente simultâneas: além da seqüência apresentada anteriormente, a seqüência mostrada a seguir, relacionada com a presença do magnésio em teores mais elevados:



A presença do magnésio acelera e intensifica o endurecimento durante o envelhecimento natural, o que é atribuído ao resultado das complexas interações entre lacunas e dois tipos de átomos de solutos diferentes, com a formação de pares de átomos de magnésio e cobre afetando o movimento das discordâncias.

Apesar de também serem conhecidas há muito tempo e produzidas em larga escala os detalhes do processo de precipitação são menos conhecidos no caso das ligas Al-Cu-Mg. Contudo, sabe-se que a fase intermediária endurecedora S' é coerente, ao contrário da fase de equilíbrio S. Pequenas adições de magnésio já são suficientes para proporcionar um considerável endurecimento às ligas Al-Cu (MARTIN, 1986).

O endurecimento da ligas produzidos através do envelhecimento natural é menor que no envelhecimento artificial, pois a difusão a temperatura ambiente é menor e também por que no processo de envelhecimento artificial as condições de precipitação são mais controladas podem obter os precipitados desejados através da escolha de tempo e temperatura corretos.

3.5. VAZAMENTO NO ESTADO SEMI-LÍQUIDO OU *SQUEEZE CASTING*

As primeiras menções a processo de *Squeeze casting* datam de 1878, na Rússia as menções sugerem que a pressão deve ser aplicada no metal fundido enquanto esse se solidifica no molde. O desenvolvimento comercial do *Squeeze Casting* começou a tomar força na Europa, e posteriormente a 1960 desenvolveu-se na América do Norte e no Japão.

O processo *Squeeze Casting* de ligas de Alumínio e de um limitado número de ligas (como ligas de Magnésio), teve um rápido desenvolvimento e é um processo que oferece potencial para crescimento e larga utilização. Esse processo tem a capacidade de produzir fundidos isentos de poros. Os produtos do Processo de *Squeeze Casting* apresentam excelentes propriedades mecânicas, são facilmente tratáveis termicamente (tratamentos com solubilização e envelhecimento seletivo) e também são facilmente soldáveis.

O *Squeeze Casting* gera boas propriedades mecânicas que são resultado das várias características do processo. O molde metálico utilizado nesse processo são similares aos usados no *Die Casting* (ou Fundição Sob Pressão). Para uma boa realização do processo é necessário a manutenção da alta pressão no metal fundido durante a solidificação o que permite com que o fundido se solidifique sob suficiente pressão para evitar o surgimento do rechupe.

A alta pressão durante a solidificação e o contato direto do metal fundido com a superfície do molde dá ao fundido as dimensões do molde. A velocidade de enchimento do molde e a velocidade do pistão são geralmente baixas assim pode-se evitar o aprisionamento de gases através de uma ventilação adequada. O equipamento utilizado nesse processo é verticalmente orientado, nele o metal é vazado antes do pistão ser abaixado, evitando o aprisionamento de gás, isto resulta em um produto livre ou quase livre de poros.

O contato com a superfície do molde durante o resfriamento resulta em uma rápida solidificação (ASSOCIAÇÃO, 2002). Essa solidificação rápida gera um fino espaço dendrítico secundário no fundido, dando ao mesmo uma boa resistência e uma boa ductilidade. Os produtos fundidos por esse processo tem boas propriedades que podem ser melhoradas por tratamentos térmicos.

Embora esse processo tenha vantagens óbvias na produção de peças de ligas leves que podem ser utilizadas em aplicações estruturais, o potencial total só

pode ser conhecido depois que este tenha sido otimizado. O controle apropriado desse processo requer que a influencia de todas as variáveis sejam avaliadas. Estas variáveis incluem desenho (*design*) da peça, localização do pistão, velocidade do pistão, tempo ótimo de vazamento, temperatura do molde e do metal fundido.

Dois diferentes tipos de processos de *Squeeze Casting* evoluíram baseados em duas diferentes abordagens, para mensuração das características e variáveis do metal líquido e para o movimento do metal no preenchimento do molde, os tipos são *Direct Squeeze Casting* e *Indirect Squeeze Casting*.

No processo de *Direct Squeeze Casting* o metal fundido é vazado diretamente no molde e um pistão hidráulico é empurrado por sobre o metal e aplica a pressão. A principal vantagem desse processo é que a pressão é aplicada em toda a superfície do metal líquido durante o resfriamento, produzindo fundidos de alta densidade, essa técnica gera inevitavelmente uma transferência de calor mais rápida, resultando em uma estrutura de grãos finos, porém nesse método é mais complexo o controle das variáveis de vazamento, isso leva a um fluxo turbulento levando a aprisionamento das camadas de oxido da superfície, e o tempo que leva a se pressurizar o metal pode causar uma solidificação prematura.

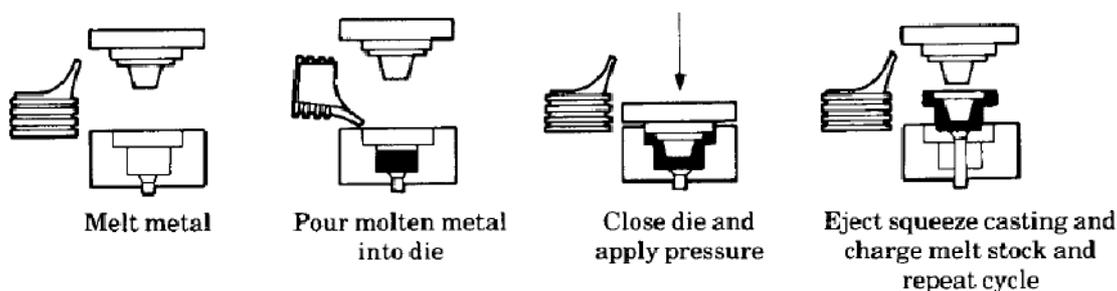


Figura 7: Esquema mostrando o processo Direct Squeeze Casting. Fonte: Associação (2002).

No processo *Direct Squeeze Casting* a precisão das medidas das variáveis do sistema é necessária para o controle das dimensões dos fundidos.

No processo *Indirect Squeeze Casting* a pressão é mais difícil de ser aplicada, o metal líquido é injetado na cavidade do molde pelo fundo com pulsão hidráulico, o fluxo do metal líquido pode ser controlado pela velocidade de injeção, e nesse processo a pressão começa a ser aplicada junto com a injeção do metal, o fundido se forma dentro do molde e as dimensões do fundido são de fácil controle. Não é necessário um sistema de controle tão complexo como no Direct, por isso é mais difundido no ambiente industrial.

3.5.1. Metodologia do Processo

O processo "*Squeeze Casting*" consiste na obtenção de um fundido a partir da solidificação, sob pressão, de um metal fundido, no interior de um molde metálico (coquilha), o qual esta sob uma prensa de eixo vertical. A diferença entre este processo e o de fundição injetada consiste fundamentalmente no fato de a injeção não ser efetuada sob pressão (ASSOCIAÇÃO, 2002).

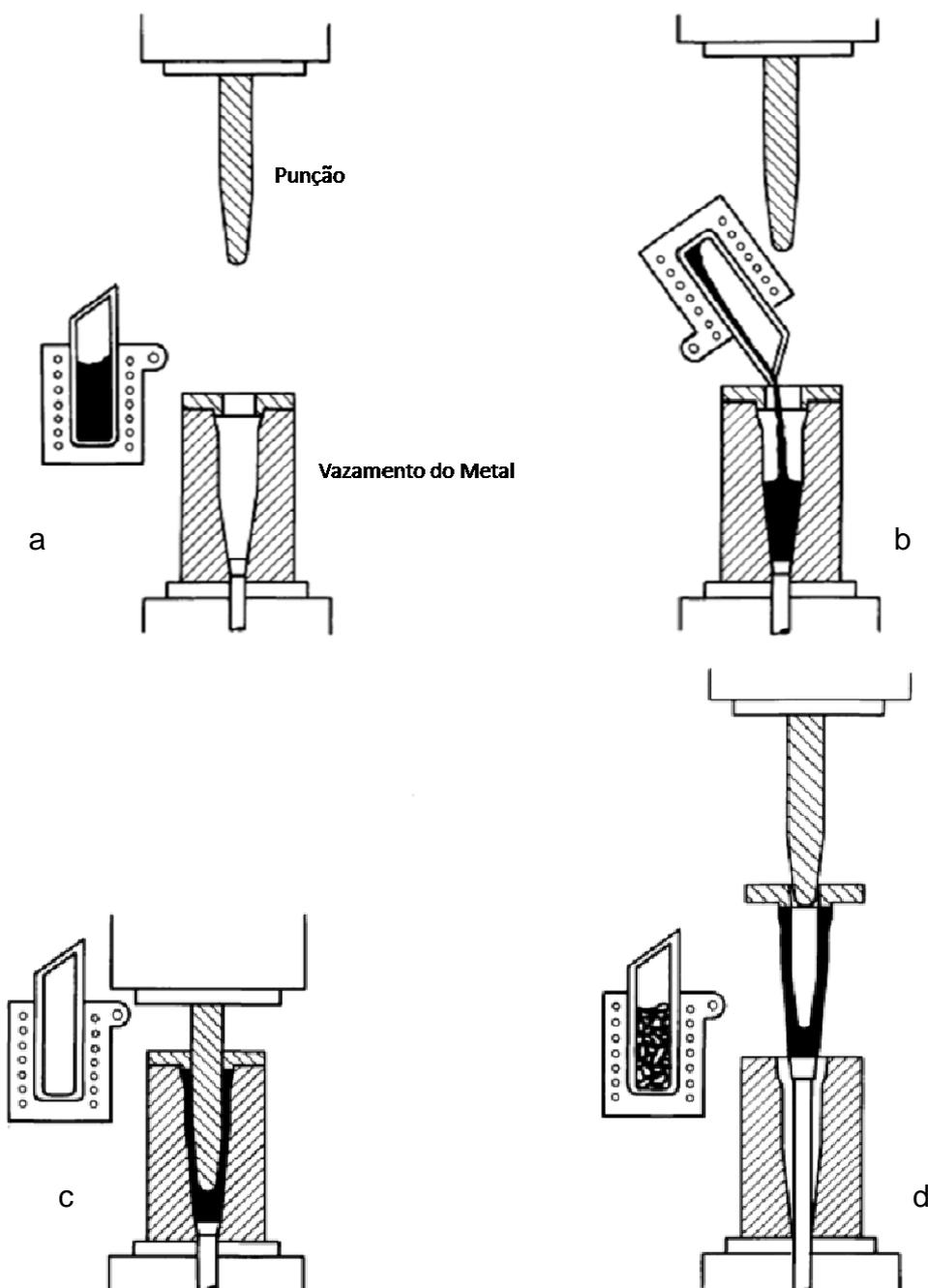


Figura 8: Desenho esquemático ilustrando as operações do processo squeeze casting. (a) Fusão do metal e pré-aquecimento do molde. (b) Vazamento do metal líquido. (c) Fechamento do molde e aplicação de pressão. (d) Remoção da peça fabricada. Fonte: Metals Handbook, vol. 15, 1992. Adaptado.

A pressão aplicada e o contato do metal líquido com as paredes metálicas do molde produzem um rápido arrefecimento e solidificação, conseguindo-se um fundido com características mecânicas semelhantes às dos produtos obtidos por forjamento.

Por outro lado, uma vez que o deslocamento sofrido pelo metal no interior da molde (por efeito de aplicação da pressão) é muito pequeno, não se colocam problemas de fluidez. Deste modo, a quantidade de ligas que é possível utilizar neste processo é muito superior à das utilizadas nos demais processos de fundição. Com efeito, esta característica permite, por exemplo, a utilização de ligas habitualmente destinadas a extrusão, as quais apresentam normalmente propriedades mecânicas bastantes superiores às ligas destinadas exclusivamente a fundição (PINTO E FERNANDES, 2001).

A seqüência de obtenção de uma peça pelo processo "*Squeeze Casting*" é a seguinte:

- a) Pré-aquecimento do molde;
- b) Vazamento do metal líquido na cavidade do molde;
- c) Aplicação de pressão, causando a pressurização do metal líquido no seu interior;
- d) Solidificação do fundido;
- e) Abertura do molde e extração do fundido.

O ciclo produtivo é, naturalmente, constituído por todas as operações. Após extração do fundido, retoma-se o ciclo.

3.5.2. Parâmetros de Squeeze Casting

São vários os fatores que comandam o processo "*Squeeze Casting*" e são responsáveis pela qualidade do produto final. Esses fatores são enumerados e analisados de seguida.

3.5.2.1. Volume de metal

É essencial o controle do volume de metal líquido vazado no molde, uma vez que ele tem influência direta na precisão dimensional dos fundidos obtidos. Em processos automatizados o vazamento é efetuado automaticamente por um dispositivo munido de um dosador.

3.5.2.2. Temperatura de vazamento do metal

A temperatura de vazamento a utilizar depende do tipo de liga e da geometria do fundido a obter. No entanto, como regra geral, ela é de apenas 6 a 50 °C acima da temperatura de fusão da liga metálica.

3.5.2.3. Temperatura do molde

Neste processo, a temperatura ideal de trabalho da coquilha situa-se entre 200 e 400°C, dependendo do tipo de peça e liga utilizada.

3.5.2.4. Pressão aplicada

A pressão aplicada pela prensa depende da liga utilizada, geometria do fundido e propriedades mecânicas desejadas para o mesmo. Na generalidade dos casos utilizam-se pressões (de compressão) compreendidas entre 50 e 150 MPa.

3.5.2.5. Tempo de aplicação da pressão

O tempo de aplicação da pressão varia entre 30 e 120 segundos, dependendo da geometria do fundido.

À semelhança do que se verifica para as máquinas utilizadas na Fundição Injetada, os equipamentos utilizados neste processo são em grande maioria automáticos, com possibilidade de atuação/regulação direta dos vários parâmetros que comandam o processo (RIBEIRO, 2003).

3.6. ENSAIO METALOGRÁFICO

Procura relacionar a estrutura íntima do material com as suas propriedades físicas, com o processo de fabricação, com o desempenho de suas funções e outros. Pode ser: Macrográfico ou Micrográfico.

3.6.1. Ensaio Macrográfico ou Macrografia

Examina-se a olho nu ou com pouca ampliação (até 50X) o aspecto de uma superfície após devidamente polida e atacada por um reagente adequado. Por seu intermédio tem-se uma idéia do conjunto, referente à homogeneidade do material, a distribuição e natureza das falhas, impureza e ao processo de fabricação, qualidade de solda profundidade de tratamentos térmicos entre outras características (COUTINHO, 1980).

3.6.1.1. Macroestrutura

É fato conhecido na indústria de fundição que variadas morfologias estruturais se formem como função da amplitude de condições operacionais e formas de crescimento que podem ser aplicadas ao volume de metal líquido no processo de solidificação. Sabe-se também que parâmetros estruturais são influenciados fortemente pelo comportamento térmico do sistema metal/molde, resultando em uma estreita correlação entre variáveis térmicas do processo e as estruturas resultantes de solidificação (SANTOS, 2001).

A forma da estrutura de solidificação depende das condições de resfriamento e da composição da liga. As fases resultantes das transformações são função da nucleação, do crescimento ou pela combinação de ambas (BOETTINGER, 2000). Geralmente, a solidificação conduz a dois tipos morfológicos característicos, colunar e equiaxial (KURZ, 2001). Na revelação macroestrutural de lingotes, comumente encontram-se estas diferentes estruturas distribuídas de uma forma bem característica, sendo uma região periférica, em contato direto com o molde, formada de grãos equiaxiais de granulometria reduzida, seguida de uma região intermediária de grãos alongados unidirecionalmente conhecida por grãos colunares e, por fim, uma região central de grãos equiaxiais de tamanho maior aos encontrados na periferia. Gandin (2000) relata uma quarta camada superficial dendrítica, formada no topo dos lingotes, ou seja, na interface metal/ar. Tal arranjo pode ser visualizado no desenho esquemático da Figura 9.

Após a nucleação de cristais, em um líquido isotérmico superesfriado, ocorre, geralmente, o crescimento de cristais equiaxiais, ou seja, crescimento e fluxo térmico em todas as direções. Já o crescimento colunar, dá-se preferencialmente em uma direção, assim como os fluxos térmicos, extremamente unidirecionais, pelo menos localmente (KURZ, 2001). A geração de uma pequena camada de grãos equiaxiais junto às paredes do molde, zona coquilhada, esta associada às altas taxas de resfriamento oriundas da elevada diferença de temperatura entre o molde e o metal (KURZ, 1992). Estes pequenos grãos de orientação randômica nucleados a partir da parede do molde, rapidamente começam a se desenvolver em direções cristalográficas preferenciais até o momento que um crescimento competitivo entre eles permite o desenvolvimento destes em direções paralelas ao fluxo de calor. A região existente entre a ponta da dendrita e o local onde o líquido remanescente se solidifica é definido como região bifásica ou pastosa e está associada ao gradiente da temperatura e à evolução do resfriamento em condições fora do equilíbrio. Com o incremento da taxa de resfriamento ocorre um aumento do comprimento e uma diminuição da espessura de grãos colunares (ARES, 2002).

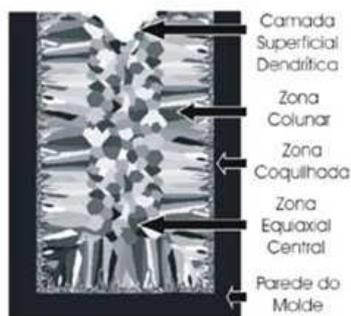


Figura 9: Esquema de macroestrutura resultante do processo solidificação. Fonte: Boeira (2010)

3.6.2. Ensaio Micrográfico ou Micrografia

Consiste no estudo dos produtos metalúrgicos, com o auxílio do microscópio, onde se pode observar as fases presentes e identificar a granulação do material (Tamanho de grão), o teor aproximado de carbono no aço, a natureza, a forma, a quantidade, e a distribuição dos diversos constituintes ou de certas inclusões (COLPAERT, 1974).

3.7. ENSAIO DE DUREZA

Consiste na impressão de uma pequena marca feita na superfície do material, com a ajuda de uma ponte de penetração, que pode ser uma esfera de aço e/ou uma ponta de diamante. A dureza do material (metal) é diretamente relacionada a marca deixada nesta superfície, com a característica da marca e da carga aplicada. Simbolicamente mencionando, em um ensaio de dureza simples, quanto menor for a marca, maior será a dureza do material para uma mesma carga e vice versa.

3.7.1. Ensaio de Dureza

A dureza de um material é definida como a propriedade do material de resistir à deformação elástica ou plástica em presença de outro material mais duro. A resistência à penetração, oferecida pelo material, é principalmente uma função do

seu módulo de elasticidade e de suas características de encruamento (SOUSA, 1982).

O ensaio de dureza é um dos mais utilizados pela facilidade de realização e ausência de destruição da amostra, pela possibilidade de avaliar as propriedades dos diferentes componentes estruturais e camadas superficiais finas, por estabelecer uma relação entre os resultados da prova de dureza e os dados de outros métodos de ensaio.

A dureza e a resistência à tração estão intimamente relacionadas, sendo o ensaio de dureza comumente empregado na indústria substituindo o ensaio de tração.

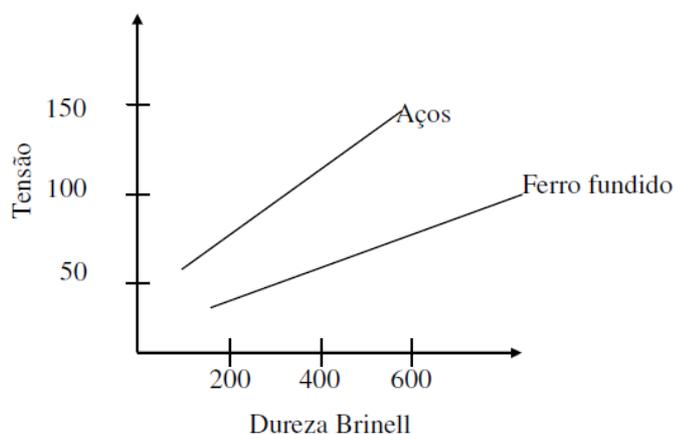


Figura 10: Relação entre Tensão e Dureza. Fonte: Souza (1982)

3.7.2. Método para Medida de Dureza

Os métodos existentes de medida de dureza se distinguem uns dos outros pela forma do durômetro usado, pelas condições de aplicação da carga e pelo método de cálculo da dureza. A escolha do procedimento de determinação da dureza depende de diferentes fatores: da dureza do material a ser ensaiado, de suas medidas e da espessura da camada superficial (SOUSA, 1982).

Em função da velocidade com que se aplica a carga, os procedimentos de determinação da dureza se dividem em estáticos e dinâmicos, e segundo o método de aplicação podem ser de penetração ou de riscagem. Os mais utilizados são os de penetração estática.

Em todos os procedimentos de ensaio de dureza é importante preparar a superfície da amostra. Esta superfície deve estar livre de defeitos (casca de oxidação, desprendimento de material, abaulamento, etc.). A exigência da qualidade

da superfície depende do durômetro e da magnitude da carga aplicada. Nos métodos estáticos existem diferentes tipos de ensaio: dureza *Brinell*, *Rockwell*, *Vickers* é por riscagem (pouco utilizável). No método dinâmico: ressaltos (dureza *Shore*).

3.7.3. Dureza Vickers

No ensaio de dureza *Vickers* é utilizado um durômetro de diamante na forma de uma pirâmide de base quadrada, com ângulos entre as faces opostas de 136°. Depois de retirada a carga (P), mede-se a diagonal (L) da impressão. O número de dureza é determinado como a razão entre a carga aplicada e a área da impressão, como mostrado na equação.

$$HV = 1,8544 \frac{P}{L^2} [Kgf/mm^2] \quad (01)$$

Como resultado do ensaio, apenas a diagonal da impressão é medida, com precisão de 0,01 mm e conhecendo a carga aplicada é possível encontrar o valor da dureza mediante tabelas padronizadas. Os resultados obtidos com esta escala são aproximadamente iguais aos valores da escala *Brinell*, dentro do intervalo de 250 a 600 (SOUSA, 1982).

O ensaio *Vickers* utiliza cargas que variam de 1 a 120 kg. A existência de uma carga relativamente pequena e de pouca profundidade de penetração do durômetro condicionam a necessidade de uma preparação minuciosa da superfície, a amostra deve estar polida e sem encruamento. A espessura mínima da amostra a ensaiar deve ser maior que 1,2 vez a diagonal para os aços e 1,5 vez para os metais não ferrosos e suas ligas.

3.7.4. Micro Dureza

O método de micro dureza se emprega para determinar a dureza de volumes de materiais microscópicos, em peças muito pequenas, camadas superficiais e

recobrimentos finos e principalmente em medir a dureza de fases separadas ou estruturas dos componentes das ligas (SOUSA, 1982).

O ensaio produz uma impressão microscópica no material aplicando cargas de 1 a 10 gf em durômetros *Vickers* ou *Knoop*. Para o ensaio *Vickers* utiliza-se a técnica anterior. Para o ensaio *Knoop*, utiliza-se um penetrador de diamante na forma de pirâmide alongada, onde a relação da diagonal maior (L) com a menor é 7:1. O valor da micro dureza se determina pela equação.

$$HV = \frac{14,229Q \times 1000}{L^2} [Kgf/mm^2] \quad (02)$$

3.8. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Consiste na aplicação de uma carga de tração crescente, em uma única direção, em um dado corpo de prova, previamente preparado e normatizado, até a ruptura do mesmo. Neste ensaio deseja-se medir a variação no comprimento em função da carga aplicada. Muitos dados técnicos são obtidos com este ensaio e é um dos mais utilizados no mundo metal-mecânico, os principais dados obtidos neste ensaio são Limite de Resistência à Tração, Limite de escoamento e Módulo de Elasticidade.

3.8.1. Caracterização do Ensaio de Tração

A facilidade de execução e a reprodutividade dos resultados tornam o ensaio de tração o mais importante de todos os ensaios, é o ensaio que promove o maior número de propriedades mecânicas dos materiais.

A aplicação de uma força num corpo sólido promove uma deformação do material na direção do esforço e o ensaio de tração consiste em submeter um material a um esforço que tende a esticá-lo ou alongá-lo. Geralmente, o ensaio é realizado num corpo de prova de formas e dimensões padronizadas, para que os resultados obtidos possam ser comparados ou, se necessário, reproduzidos. Este corpo de prova é fixado) numa máquina de ensaio, que aplica esforços crescentes

na sua direção axial, sendo medidas as deformações correspondentes por intermédio de um aparelho especial (o mais comum é o extensómetro), Os esforços ou cargas são medidos na própria máquina de ensaio e o corpo de prova é levado até a sua ruptura.



Figura 11: Máquina de Ensaio Universal

Com esse tipo de ensaio, pode-se afirmar que praticamente as deformações promovidas no material são uniformemente distribuídas em todo o seu corpo, pelo menos até ser atingida uma carga máxima próxima do final do ensaio e, como é possível fazer com que a carga cresça numa velocidade razoavelmente lenta durante todo o teste, o ensaio de tração permite medir satisfatoriamente a resistência do material. A uniformidade da deformação permite ainda obter medições precisas da variação dessa deformação em função da tensão aplicada. Essa variação, extremamente útil para o engenheiro, é determinada pelo traçado da curva tensão-deformação, a qual pode ser obtida diretamente pela máquina ou por pontos.

A uniformidade de deformações termina no momento em que é atingida a carga máxima suportada pelo material, quando começa a aparecer o fenômeno da estrição ou diminuição da seção do corpo de prova, nos casos de metais com certa ductilidade. A ruptura sempre se dá na região estrita do material, a menos que um defeito interno no material, fora dessa região, promova a ruptura do mesmo, o que raramente acontece.

A precisão de um ensaio de tração depende, evidentemente, da precisão dos aparelhos de medida de que se dispõe. Com pequenas deformações, pode-se conseguir uma precisão maior na tensão do que quando são atingidas grandes deformações do material.

A velocidade do ensaio é geralmente dada pelos métodos estabelecidos pelas diferentes Associações de normas técnicas; quando, porém, se realiza um ensaio de tração para fins de estudo ou pesquisa, essa velocidade pode ser alterada, conforme o caso. Essa velocidade é muito importante e dela dependem alguns resultados numéricos de propriedades mecânicas obtidos pelo ensaio. Em geral, os métodos de ensaio especificam a velocidade em torno de 10 mm/min. (SOUSA, 1982).

3.8.2. Ensaio de Tração Convencional

3.8.2.1. Tensão e Deformação

Na engenharia, define-se a tensão de tração convencional (σ) como sendo a resistência interna de um corpo de prova à uma força externa aplicada sobre ele por unidade de área (A_0). Em uma barra cilíndrica de seção transversal uniforme (A_0), com uma distância (L_0) marcada ao longo de seu comprimento e submetida a uma força de tração (F), tem-se que a tensão média de tração é dada pela equação :

$$\sigma = \frac{Q}{A_0} \quad (03)$$

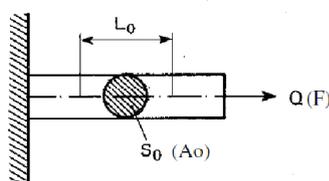


Figura 12: Barra submetida à tração.

A deformação é a variação de uma dimensão qualquer deste corpo de prova por unidade da mesma dimensão quando submetido a um esforço determinada pela equação:

$$\varepsilon = \frac{L-L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (04)$$

onde ε é deformação, (L_0) o comprimento inicial e (L) o comprimento final da amostra. A deformação é adimensional.

No início do teste ocorre uma deformação reversível do material, sendo que se a carga for removida o material volta as suas dimensões originais, chamada deformação elástica. Entretanto, se a carga aplicada for grande, o material não retorna mais as suas dimensões originais, após a retirada da solicitação, ficando permanentemente deformado (deformação plástica). Em qualquer fase, para continuar a deformação é necessário o aumento da tensão aplicada. Na região plástica o material apresenta o fenômeno de encruamento, ou seja, o material é endurecido pela ação da deformação. Em seguida, a tensão atinge um valor máximo que pode ser suportado pelo material com deformação homogênea, a partir deste valor, ocorre uma deformação localizada na área de secção transversal do corpo de prova (estricção), para metais com alguma ductibilidade. Depois que a estricção teve início, a tensão convencional decresce com a deformação posterior até que o corpo-de-prova se rompa (fratura) (GARCIA, 2000).

3.8.2.2. Propriedades Mecânicas obtidas no Ensaio

Quando um corpo de prova metálico é submetido a um ensaio de tração, pode-se construir um gráfico tensão-deformação, pelas medidas diretas da carga (ou tensão) e da deformação que crescem continuamente até quase o fim do ensaio. A relação entre a tensão e a deformação na região elástica é linear para metais e cerâmicas e esta proporcionalidade é descrita pela Lei de Hooke e determinada nas equações:

$$\sigma = E \times \varepsilon \quad \text{ou} \quad E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (06)$$

Onde (E) é uma constante denominada módulo de Young ou módulo de elasticidade. Os materiais apresentam anisotropia em relação ao módulo de

elasticidade, pois este varia com a orientação cristalina. Por exemplo, o ferro possui na direção [111] um módulo de elasticidade igual a 285 MPa e na direção [100] igual a 128 MPa. Para o ferro policristalino, portanto, o valor médio do módulo de elasticidade é 206 MPa (SOUSA, 1982).

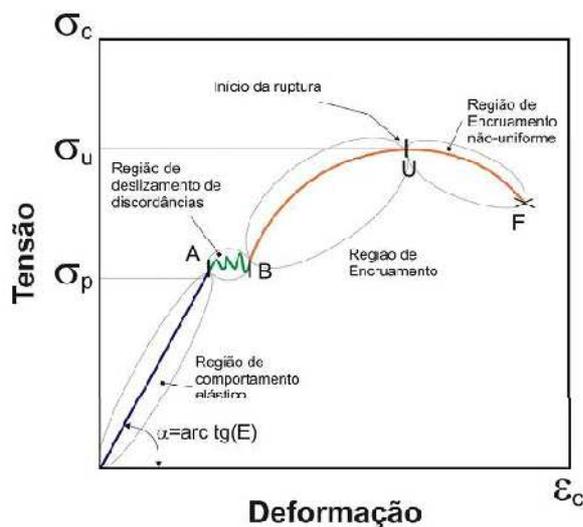


Figura 13: Curva Tensão x Deformação.

3.8.2.3. Normas de Ensaios

Para que os resultados dos ensaios sejam comparáveis entre si, deve existir uma relação entre o comprimento e o diâmetro do corpo de prova. No Brasil, o ensaio foi normalizado pela Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) e recebe a designação NBR-6152 para produtos lisos. Os corpos de prova podem ser seção circular ou retangular como na figura abaixo.

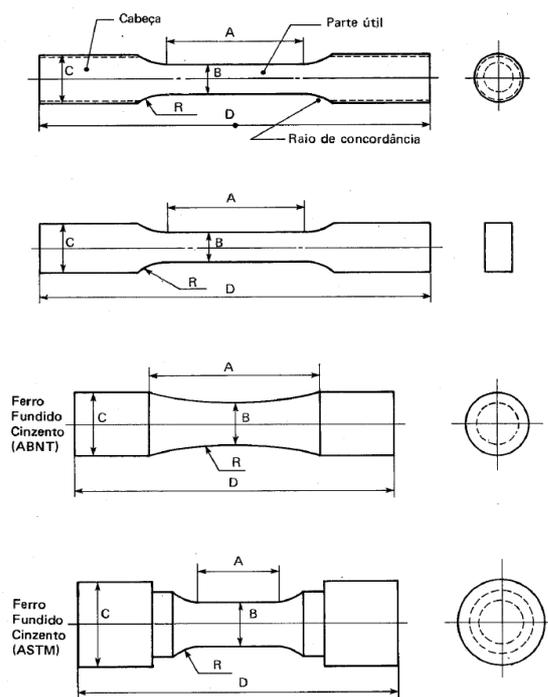


Figura 14: Corpos de prova ensaio de tração ABNT. Fonte: ABNT (1992)

3.8.2.4. Normas para Ensaios de outros Produtos

Produtos acabados como barras ou arames podem ser ensaiados diretamente. Em produtos como cabo, corrente não é necessário usar corpos de prova, mas o limite de escoamento, resistência, alongamento e estrição devem ser abandonados, são aplicadas medições especificadas para cada produto.

Em materiais soldados o corpo de prova deve ter a solda no meio, o valor registrado deve ser a carga de ruptura, pois o alongamento é afetado pela solda. Para se medir a eficiência da solda deve-se dividir a carga de ruptura do material soldado pela carga de ruptura do material base. Em solda mais resistente que o metal-base é usado nos projetos o limite de escoamento e o alongamento do metal-base, caso contrário usa-se as propriedades do material de solda.

3.8.2.5. Limite de Elasticidade – Módulo de Elasticidade

Elasticidade de um material é a sua capacidade de voltar à forma original em ciclo de carregamento e descarregamento. A deformação elástica é reversível, ou seja, desaparece quando a tensão é removida. A deformação elástica é consequência da movimentação dos átomos constituintes da rede cristalina do material, desde que a posição relativa desses átomos seja mantida.

Uma peça de aço, por exemplo, sob efeito de tensões de tração ou de compressão sofre deformações, que podem ser elásticas ou plásticas. Tal comportamento deve-se à natureza cristalina dos metais, pela presença de planos de escorregamento ou de menor resistência mecânica no interior do reticulado.

Até certo nível de tensão aplicada, o material trabalha no regime elástico, isto é, segue a lei de Hooke e a deformação linear específica é proporcional ao esforço aplicado. A proporcionalidade pode ser observada no trecho retilíneo do diagrama tensão-deformação, e a constante de proporcionalidade é denominada módulo de deformação longitudinal ou módulo de elasticidade ou módulo de Young. Ultrapassado o limite de proporcionalidade, tem lugar a fase plástica, na qual ocorrem deformações crescentes sem variação de tensão (patamar de escoamento). O valor constante dessa tensão é uma importante característica e é denominada resistência ao escoamento.

Após o escoamento, a estrutura interna do aço se rearranja e o material passa pelo encruamento, em que se verifica novamente a variação de tensão com a deformação específica, porém de forma não-linear. A relação entre os valores da tensão e da deformação linear específica, na fase elástica, é o módulo de elasticidade, cujo valor é proporcional às forças de atração entre os átomos.

Sendo o módulo de elasticidade uma propriedade intrínseca do material, pode ser utilizado a equação:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (07)$$

O valor de (E), na equação, é constante para cada metal ou liga metálica.

3.8.2.6. Limite de Proporcionalidade e de Elasticidade

A máxima tensão para a qual a Lei de Hooke ainda é válida, é chamada de limite de proporcionalidade (σ_p) indicada pelo ponto A na Figura 15.

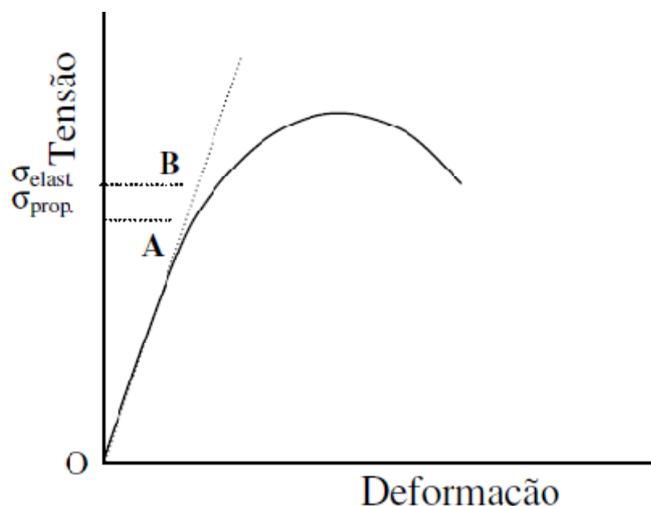


Figura 15: Limite de elasticidade e de proporcionalidade.

A tensão da qual a deformação é elástica denomina-se de limite elástico (σ_{el}), é a maior tensão que o material pode suportar sem deixar qualquer deformação permanente quando o material é descarregado. A Figura 15 mostra o fim da linearidade indicado pelo ponto B.

3.8.2.7. Limite de Escoamento

A partir do limite de elasticidade o material entra no regime plástico. Para metais dúcteis o início da deformação plástica é indicado por uma queda brusca na carga, apresentando um ponto de escoamento superior (σ_{es}) e um inferior (σ_{ei}), Figura16.

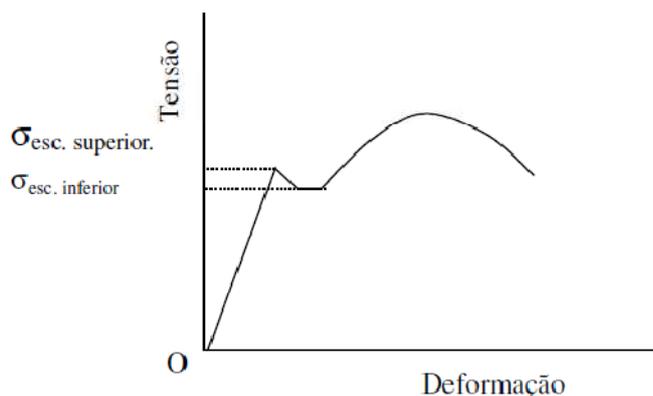


Figura 16: Limite de escoamento – Superior e Inferior.

Quando não for possível determinar precisamente a tensão de escoamento, as normas do ensaio especificam esta tensão como sendo aquela necessária para produzir uma dada quantidade de deformação plástica convencional n de escoamento. Geralmente o valor de n é especificado para 0,2% de deformação plástica para ligas metálicas que possuem uma região de plasticidade muito pequena (aços ou ligas não ferrosas muito duras), pode-se tomar n o valor de 0,1% ou mesmo 0,001% (caso dos moles). Para materiais com grande plasticidade (Cobre e ligas de Cobre) o valor n é 0,5%. Por exemplo, o limite convencional de escoamento de 0,2% é obtido pela intersecção da curva com uma reta, traça da paralela à porção elástica da curva tensão em função da deformação a partir do ponto de deformação 0,2%, na Figura 17.

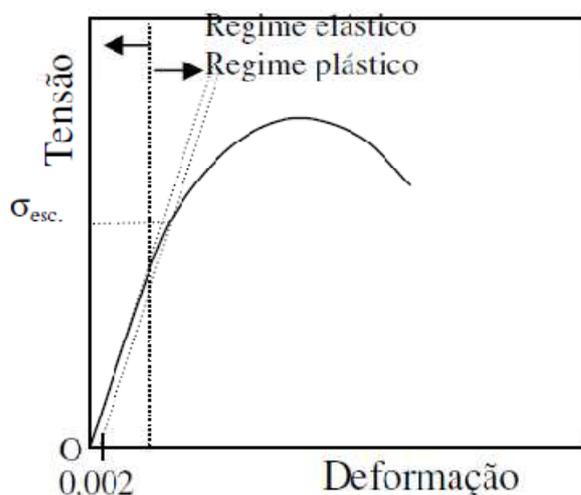


Figura 17: Limite de escoamento convencional n .

O material necessita absorver energia para produzir deformação elástica e plástica. A quantidade de energia de deformação por unidade de volume quando a tensão vai de zero até o limite de escoamento (σ_0), isto é, durante a deformação elástica, é dada pelo módulo de resiliência. Para tensão uniaxial a energia é dada pela equação:

$$U_0 = \frac{1}{2} \sigma_X \varepsilon_X \quad (08)$$

e a equação a seguir representa o módulo de resiliência.

$$U_R = \frac{\sigma_0^2}{2E} \quad (09)$$

3.8.2.8. Limite de Resistência

A tensão máxima suportada por um material, como mostra a Figura 18, é chamada de limite de resistência (σ_R), é determinado pela equação :

$$\sigma_R = \frac{Q_R}{A_0} \quad (10)$$

Onde σ_r é a carga máxima atingida no ensaio.

O limite de resistência serve para especificar o material, do mesmo modo que a análise química serve para identificar o material e é sempre acompanhado por outras propriedades dos metais e ligas.

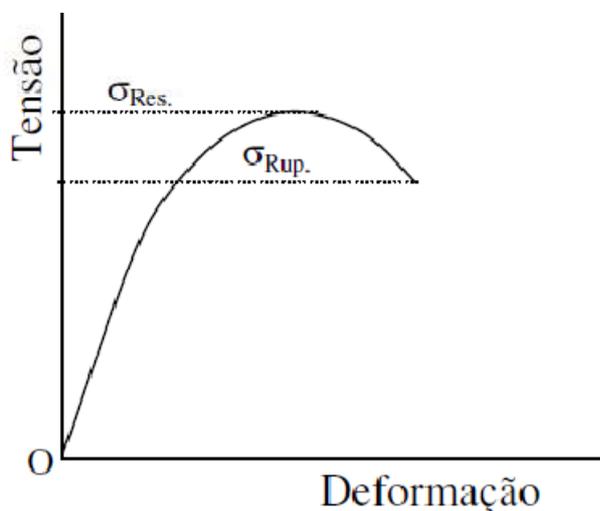


Figura 18: Limite de resistência e de ruptura. Fonte: Souza (1982).

3.8.2.9. Alongamento

No ensaio de tração convencional o cálculo do alongamento (A) leva em conta a deformação total até a ruptura do corpo de prova. Assim, o valor de (L) se dá equação:

$$A = \frac{L-L_0}{L_0} \times 100 \quad (11)$$

O valor de L é composto pela deformação elástica (recuperada após a ruptura) somada à deformação durante o escoamento somada à deformação plástica somada à deformação após atingir a carga máxima. A deformação durante o

escoamento somada à deformação plástica constituem o chamado alongamento uniforme, devido à uniformidade da deformação até ser atingida a carga Q_r na equação. Depois de se ultrapassar Q_r , a deformação deixa de ser uniforme ao longo do comprimento do corpo de prova, por causa do aparecimento nítido da estrição, que surge em virtude da maioria da deformação ficar concentrada numa região mais fraca do material, aparecendo então contrações laterais concentradas nessa região, eliminando a uniformidade da deformação (SOUSA, 1982).

Terminado o escoamento, o metal entra na fase plástica e o ensaio prossegue até ser atingida uma tensão máxima suportada pelo metal, que caracteriza o final da zona plástica. O limite de resistência, σ_r , do metal (dado em kgf/mm^2) é determinado pela expressão onde Q_r é a carga máxima atingida durante o ensaio.

$$\sigma_r = \frac{Q_r}{S_0} \quad (12)$$

Após ser atingida a carga, Q_r , entra-se na fase de ruptura do material, caracterizada pelo fenômeno da estrição, que é uma diminuição muitas vezes sensível da secção transversal do corpo de prova, numa certa região do mesmo. Quanto mais mole é o material, mais estrita se torna a secção nessa fase. É nessa região que se dá a ruptura do corpo de prova, finalizando o ensaio. Durante essa fase, a deformação torna-se não uniforme e a força deixa de agir unicamente na direção normal à secção transversal do corpo de prova.

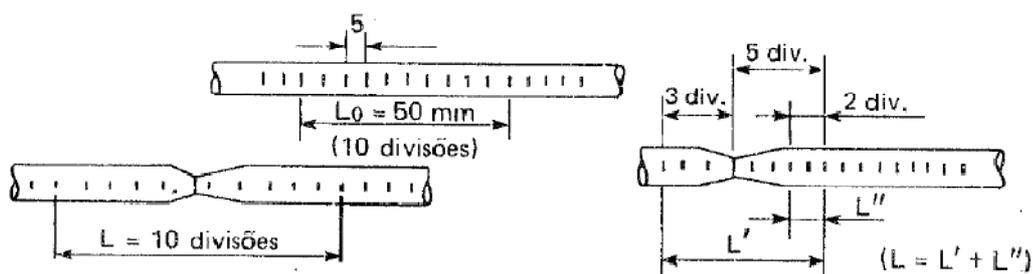


Figura 19: Método para determinação do valor de L , para o alongamento.

3.8.2.10. Estricção

Após ser atingida a carga máxima, o estágio seguinte corresponde à fase de fratura do material, caracterizado pelo fenómeno de estricção (φ). O fenómeno de estricção ocorre pela diminuição da secção transversal do material na região aonde vai se localizar a ruptura, devido à deformação localizada, a estricção também é uma medida de ductilidade então quanto maior for a percentagem de estricção, mais dúctil será o metal. A tensão de rompimento do material é chamada de limite de fratura ou ruptura. A estricção é medida pela variação do diâmetro dos corpos de provas circulares pela equação:

$$\varphi = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100 \quad (12)$$

Para corpos de prova retangulares, a estricção é medida pela variação das dimensões transversais, conforme mostra a Figura 20, porém raramente utilizados.

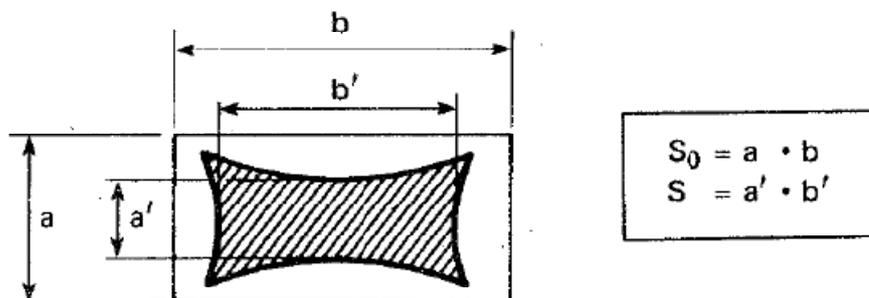


Figura 20: Método de determinação da estricção em corpos de prova retangulares. Fonte: HATCH, 1990.

3.8.2.11. Limite de Ruptura

A carga que produz a ruptura do material é geralmente menor, que a carga máxima do limite de resistência. A propriedade mecânica denominada limite de ruptura σ_f , é dada pela equação:

$$\sigma_f = \frac{Q_f}{S_0} \quad (13)$$

onde Q_f é a carga de ruptura.

Essa propriedade mecânica nunca é especificada por não caracterizar o material. Quanto mais dúctil é o material, mais ele se deforma ou se alonga antes de romper, mais a carga, Q_f , diminui pelo decréscimo da secção final. Além disso, a carga, é muito difícil de ser determinada com precisão, devido não ser possível interromper o ponteiro da máquina no instante exato da ruptura, para a leitura da carga. Quanto mais frágil o material, mais σ_f se aproxima de σ_r e, no estudo da fratura frágil, muitas vezes se menciona σ_f em lugar de σ_r .

As fraturas podem ser:

Frágil: ocorre pela separação em duas partes, geralmente normal a tensão de tração, ao longo de certos planos cristalinos Figura 21(a).

Muito Dúctil: fraturas em materiais muito moles, que apresentam uma grande deformação plástica, rompem-se deixando as duas partes separadas apenas por um ponto Figura 21(b).

Dúctil: ocorre na maioria dos metais, nesta fratura ocorre nitidamente o fenômeno de pescoçamento. A fratura também é chamada de taça - cone Figura 21(c).

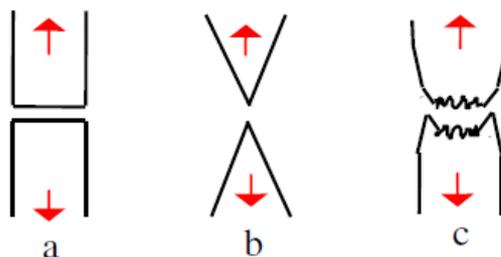


Figura 21: Tipos de Fraturas

A fratura frágil apresenta uma aparência granular e brilhante e a fratura dúctil uma aparência transgranular e opaca.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Os procedimentos de Fundição por *Squeeze Casting* e os Tratamentos Térmicos foram realizados para verificar o efeito da variação do teor de cobre sob a liga Al-Cu, foram produzidas ligas Al-2%Cu, Al-3%Cu e Al-4%Cu. Esses experimentos envolveram uma serie de equipamentos, processos e materiais. Equipamentos e materiais estes que serão listados nesta secção, e os processos que serão descritos nos itens seguintes.

Para preparação da liga foram utilizados os seguintes materiais com grau de pureza segundo seus fabricantes:

- ✓ Alumínio puro (Al 99,97%);
- ✓ Cobre (99,99%)

Na realização do trabalho foram utilizados os seguintes equipamentos:

- ✓ Balança Digital;
- ✓ Forno de resistência;
- ✓ Prensa hidráulica HIDRAUMAX PEH;
- ✓ Equipamento para ensaio de impacto JB300B;
- ✓ Serra fita STARRETT ST3720;
- ✓ Embutidora PANTEC mod. PANPRESS-30;
- ✓ Microdurômetro MHV2000;
- ✓ Máquina de ensaio de tração EMIC DL-2000;
- ✓ Lixadeira SOLOTEST;
- ✓ Lixadeira e politriz modelo PLF FORTEL.

4.1. Preparação das ligas para o estudo

Escolheu-se ligas de Alumínio da família 2XX.X pelo fato das mesmas apresentarem uma elevada dureza natural, e também por poderem ser tratadas termicamente tratáveis. As ligas foram confeccionadas da seguinte maneira:

Primeiro fundiu-se o alumínio comercialmente puro (produto da ALBRAS) a 900°C.

Depois adiciona-se o cobre comercialmente pura nas porcentagens de 2%, 3% e 4%. E deixa-se por alguns minutos à temperatura de 900° C para melhor homogeneização.

O acerto da composição química foi realizado pelo método da curva de resfriamento (Figura 22). Um termopar em contato com a liga foi conectado ao computador, e com utilização de um sistema de aquisição de dados, pôde-se obter a curva de resfriamento (Figura 22). O acerto da composição foi realizado para uma Temperatura Liquidus de acordo com o especificado para cada liga (no caso da liga Al- 2% Cu:655° C, para liga Al- 3% Cu:652° C e para liga Al- 4% Cu:649° C). Após o acerto da composição a liga foi levada ao forno para uma melhor homogeneização.

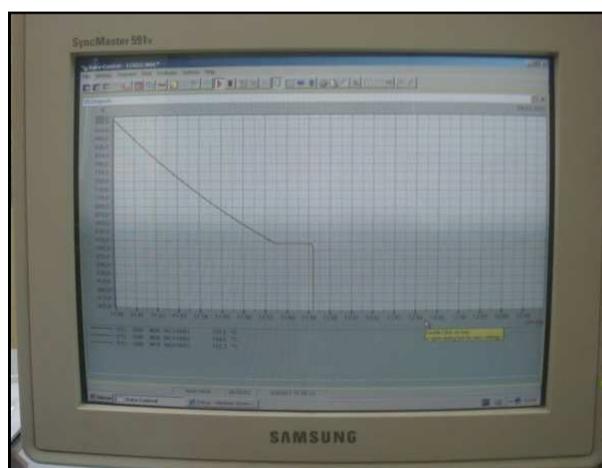


Figura 22: Determinação da curva de resfriamento para acerto da composição

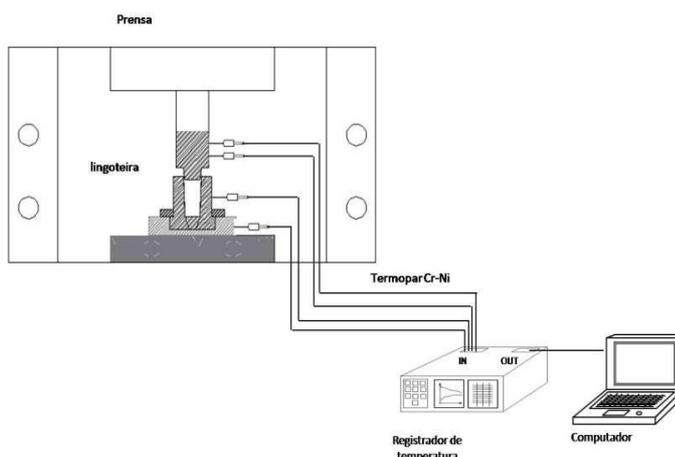


Figura 23: Desenho esquemático do equipamento e termopares para obtenção das temperaturas

As composições das ligas e as temperaturas utilizadas na produção destas ligas seguiram o diagrama de fases binário Al–Cu. Os diagramas para as composições produzidas neste trabalho são mostradas na Figura 24.

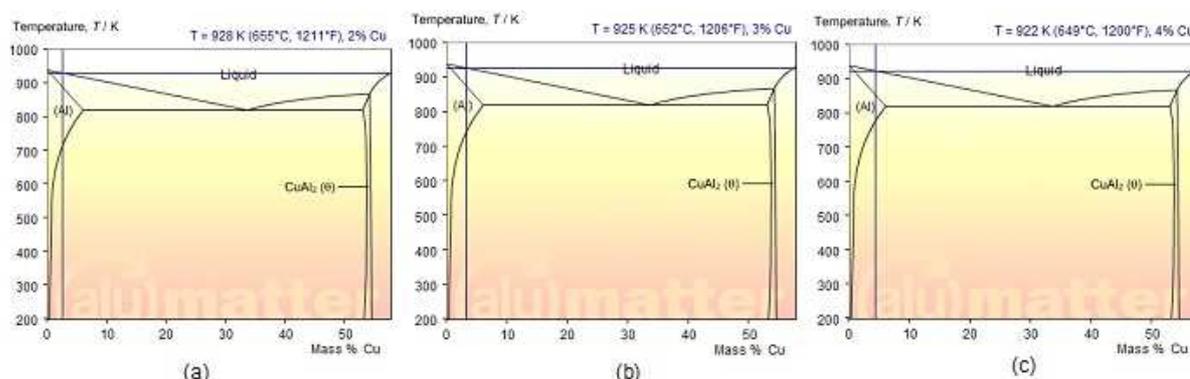


Figura 24: Diagramas enfatizando cada uma das composições realizadas nesse trabalho.

4.2. PROCESSO DE SQUEEZE CASTING

Após o processo descrito acima a liga é resfriada a uma temperatura de 700°C, e então inicia-se a preparação para o processo de Squeeze Casting. Para o processo de Squeeze são tomados os seguintes passos:

- ✓ Aquece-se a lingoteira a uma temperatura de 300 °C.
- ✓ Coloca-se a lingoteira na prensa (Figura 25 (a)).
- ✓ E vaza-se o metal com 5% de superaquecimento (Figura 25 (b)).
- ✓ Então aplica-se uma pressão de 10 TON (ou 43 Mpa) durante 30 segundos sobre o metal líquido dentro da cavidade do molde (Figura 25(c)).
- ✓ Deixa-se o metal solidificar dentro do molde.

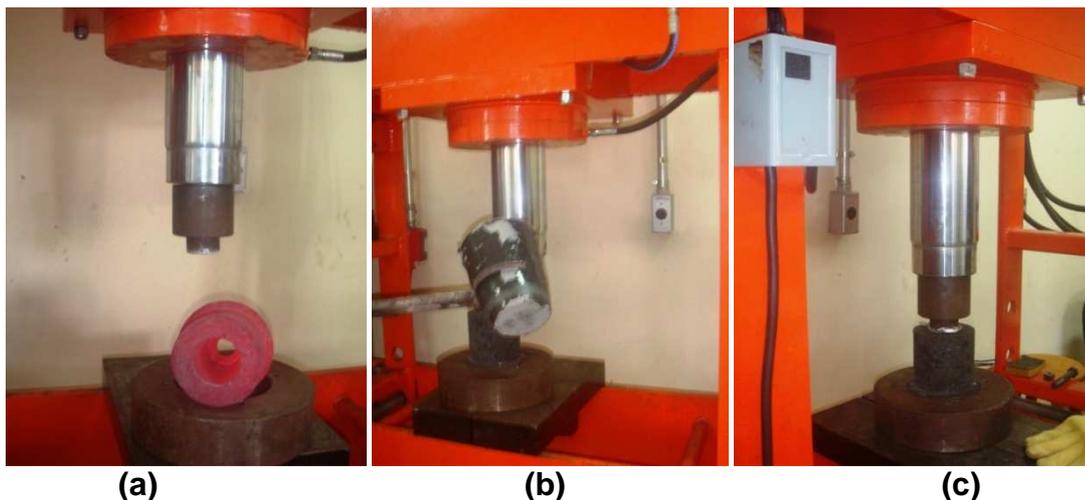


Figura 25: Procedimento de Solidificação: (a) Molde Pré-aquecido para vazamento da liga e prensa hidráulica. (b) Vazamento da liga. (c) aplicação de pressão durante a solidificação

As temperaturas de vazamento das ligas foram de 687,75°C para a liga Al-2%Cu (pois a temperatura de fusão da mesma é 655°C); de 684,6°C para a liga Al-3%Cu (pois a temperatura de fusão da mesma é 652°C); e de 681,45°C para a liga Al-4%Cu (pois a temperatura de fusão da mesma é 649°C).

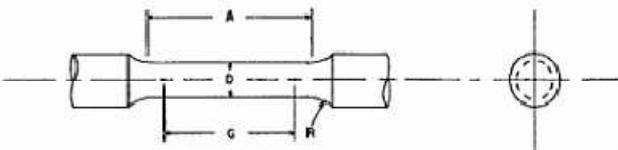
4.3. PREPARAÇÃO PARA ANÁLISE MACROESTRUTURAL

Depois de prontos os lingotes estes foram seccionados em duas partes, e então preparados para a metalografia.

- ✓ As amostras foram lixadas com as lixas de 100, 200, 300, 400, 600, 800 e 1200 mesh.
- ✓ Após o lixamento as amostras foram polidas com pasta de Diamante 9, 6, 1.4 e 0.25 microns.
- ✓ Então polidas e lixadas as amostras foram atacadas com um reagente com a seguinte composição 10 ml de HCl (concentrado), 30 ml de HNO₃ (concentrado), 20 ml de H₂O e 5g de FeCl₃.
- ✓ Após ataque então se fotografou as amostras.

4.4. PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA TRAÇÃO

Após a macrografia as metades dos lingotes são novamente cortadas ao meio, e estas partes são usinadas para a confecção dos corpos-de-prova para o ensaio de tração, os corpos-de-prova foram confeccionados de acordo com os padrões definidos pela norma, seguindo os padrões de acordo com a NBR 6152(1992) o quadro abaixo:



Diâmetro Nominal	Corpo de prova padrão	
	in	mm
	0,050	12,5
G – Comprimento útil	2,00± 0,005	50,0± 0,10
D – Diâmetro	0,50± 0,010	12,5± 0,25
R – Raio do filete	3/8	10
A – Comprimento da seção reduzida	2¼	60

Figura 26: Norma para confecção de corpos-de-prova.

Observando-se os padrões exigidos pela norma confeccionou-se os corpos-de-prova como pode-se observar nas Figura 27.

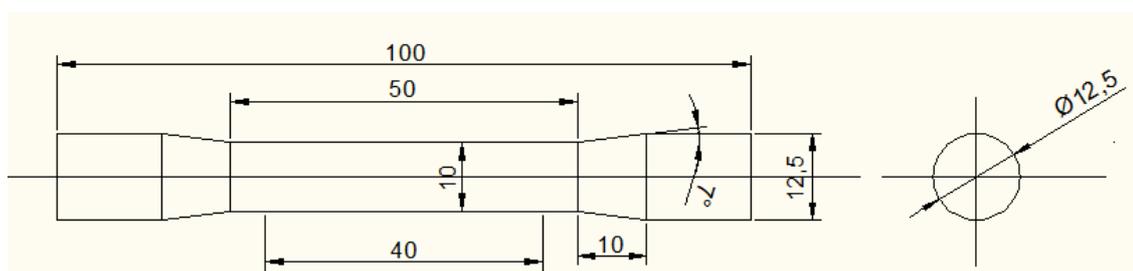


Figura 27: Desenho esquemático das dimensões dos corpos-de-prova (todas em milímetros).



Figura 28: Corpos-de-prova para ensaios de tração.

4.5. TRATAMENTO TERMICO T4

Após a confecção dos corpos-de-prova estes foram divididos em dois grupos, os dois grupos com quantidades iguais de amostras, um grupo que foi mantido sem tratamento térmico e outro grupo que foi tratado termicamente.

Foi realizado nos corpos-de-prova o tratamento T4, que é o tratamento de solubilização e envelhecimento natural, o tratamento foi realizado da seguinte maneira:

- ✓ Aqueceu-se os corpos-de-prova á 500°C.
- ✓ Resfriou-os em água deixando-os envelhecer de forma natural, isso quer dizer em temperatura ambiente.

4.6. ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio consiste em solicitar o corpo de prova com esforço de tração, geralmente até a ruptura, com o propósito de se determinar uma ou mais das propriedades mecânicas (NBR 6152, 1992).

Após a realização do tratamento térmico T4, os corpos-de-prova tratados e os que não foram tratados foram levados a etapa de ensaios mecânicos, estes foram ensaiados na maquina de ensaio universal (Figura 29). O ensaio de tração foi realizado atendendo as normas da ASTM e ABNT, a velocidade de deslocamento do ensaio foi de 10 mm/min.



Figura 29: Corpos-de-prova sob tração.a) corpo sob tração b)corpo já apresentando fratura.

De acordo com a observação das fraturas através de Microscopia Eletrônica de Varredura pode se julgar a característica da fratura e analisar de que forma se deu a fratura de forma dúctil ou frágil, dizendo assim a característica da liga.

4.7. ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Após os ensaios de tração os corpos-de-prova foram seccionados e as amostras retiradas e embutidas em baquelite, e então:

- ✓ As amostras foram lixadas com as lixa de 100, 200, 300,400, 600, 800 e 1200 mesh.
- ✓ Após o lixamento as amostras foram polidas com pasta de Diamante 9, 6, 1.4 e 0.25 microns.
- ✓ Foram atacadas com HF (acido fluorídrico)
- ✓ Depois de atacadas retirou-se a fotomicrografias. em microscópio ótico.

4.8. MICRODUREZA

Para a realização do ensaio de microdureza a preparação das amostras foi semelhante a preparação para a análise microestrutural.

- ✓ As amostras foram lixadas com as lixa de 100, 200, 300,400, 600, 800 e 1200 mesh.
- ✓ Após o lixamento as amostras foram polidas com pasta de Diamante 9, 6, 1.4 e 0.25 microns.

Após a preparação as amostras foram ensaiadas em um Microdurômetro MHV2000 (mostrado na Figura 30) o tempo de indentação foi de 10 segundos com uma força máxima de 0,490 N (0,050 kgf), seguindo o especificado na norma de ensaio de microdureza, NBR14155.



Figura 30: Microdurometro MHV 2000

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. ANÁLISE MACROESTRUTURAL

O processo de *Squeeze Casting* tem como uma das características principais a produção de um fundido de alta densidade, isento de porosidades e com o mínimo de defeitos de solidificação. Essas boas características dependem de um controle adequado dos procedimentos para realização do processo além de um controle adequado de todas as variáveis, dentre estas a aplicação de pressão. A aplicação de pressão em valor adequado tem grande importância em relação à qualidade final do produto. Observando-se a Figura 31 é possível notar a presença de defeitos de solidificação tais como porosidades e bolhas, como consequência da ineficácia da pressão aplicada em “retirar” a totalidade dos gases não dissolvidos.



Figura 31: Macroestrutura dos lingotes de Al-Cu a) Al-2%Cu, b) Al-3%Cu e c) Al-4%Cu todos os lingotes fundidos sob 43 MPa.

Entre as ligas de Al-2%Cu, liga Al-3%Cu e Al-4%Cu não há uma variação acentuada em relação ao teor de cobre. Segundo Molinari (1997) o cobre diminui a solubilidade de Hidrogênio um dos principais geradores de bolhas e porosidades. Esse efeito do cobre, porém só se pode observar no lingote com 4% de Cobre no qual pode-se observar uma pequena quantidade de bolhas e porosidade como mostrado na Figura 31(c).

Todas as ligas foram comprimidas com a mesma pressão de 43 MPa, e todas apresentam uma predominância de grãos equiaxiais, mostrando a eficiência da

pressão aplicada em relação ao refinamento de grão. Vale resaltar que houve maior refino nas ligas com maiores quantidades de Cobre, e que no lingote com 2% de Cobre pode-se ver uma maior definição entre as regiões da macroestrutura como mostrado na Figura 31(a).

5.2. ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração tem a função de auxiliar no estudo da resistência do material empregado no experimento, nos fornecendo dados que permitiram melhor análise do mesmo. Os corpos-de-prova foram ensaiados em duas condições diferentes “como recebido” (sem tratamento) e nas condições de “T4” (tratados termicamente).

As propriedades mecânicas das ligas Al-Cu dependem do conteúdo de cobre. Tanto do teor de cobre em solução quanto como precipitados. O cobre é adicionado as ligas de alumínio para aumentar sua resistência mecânica, dureza, resistência a fadiga e usinabilidade. As primeiras e mais utilizadas ligas de alumínio são aquelas contendo entre 4 a 10% Cu, em peso. (ROOY, 1988).

As ligas de Alumínio – Cobre são ligas que apresentam elevada resistência mecânica e dureza ao natural, isso ocorre devido ao fenômeno de Endurecimento por Precipitação que é obtido por uma seqüência de transformações de fases que resulta em uma dispersão uniforme de precipitados coerentes e de pequeno tamanho (Askeland, 2008). Porém nas ligas de Alumínio - Cobre em condições normais de resfriamento não ocorre a precipitação dessas partículas e sim precipitados incoerentes (ou de equilíbrio), que são os precipitados θ , que é a fase de equilíbrio que corresponde estequiometricamente ao composto intermetálico CuAl_2 , a intenção do tratamento T4 é justamente dissolver estes precipitados e promover a precipitação de partículas coerentes com a matriz gerando o aumento da resistência da liga.

As ligas do presente trabalho sofreram o Tratamento Térmico T4, porém estas foram advindas do processo de Direct Squeeze Casting, processo esse que pode ser considerado um processo de resfriamento moderado, porém como será visto na seção de Análise Microestrutural a microestrutura formada nesse processo se

assemelha a microestrutura obtida em resfriamento lento, uma microestrutura com precipitação de partículas intermetálicas nos contornos de grão.

A tabela 4 apresenta os resultados obtidos no ensaio de tração realizado nos corpos-de-prova nas condições “como recebido” e “tratado termicamente” (T4).

Tabela 4: Propriedades Mecânicas Obtidas em Ensaio de Tração.

Resultados dos Ensaio de Tração				
Ligas	Condição	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
Al- 2%Cu	Sem Tratamento	14,5	83	8
Al- 2%Cu	Com tratamento térmico T4	17	94	10
Al- 3%Cu	Sem Tratamento	14	65	11,9
Al- 3%Cu	Com tratamento térmico T4	20	95	11
Al- 4%Cu	Sem Tratamento	16,5	91	11
Al- 4%Cu	Com tratamento térmico T4	19,7	96	10

O Gráfico 1 mostra a curva Tensão X Deformação para as ligas de Al-2%Cu, obtidas no ensaio de tração.

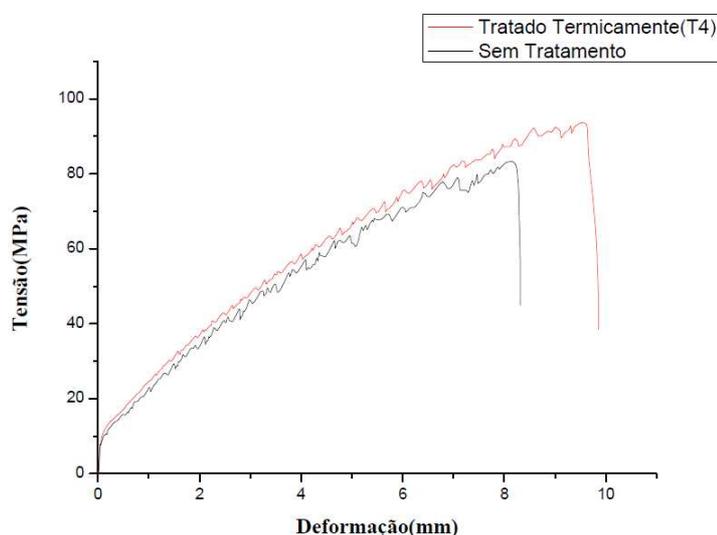


Gráfico 1: Relação entre Tensão e Deformação para a liga Al-2%Cu.

Observando-se o Gráfico 1 nota-se o comportamento inesperado da liga, pois espera-se que com o aumento da resistência a tração deveria ocorrer uma redução do alongamento para a liga termicamente tratada o que não ocorre ao invés disso ocorre tanto aumento na resistência à tração quanto aumento do alongamento da

liga, o que contraria o esperado para ligas de alumínio com cobre com elemento de liga principal, e também ligas Al-Cu tratadas termicamente.

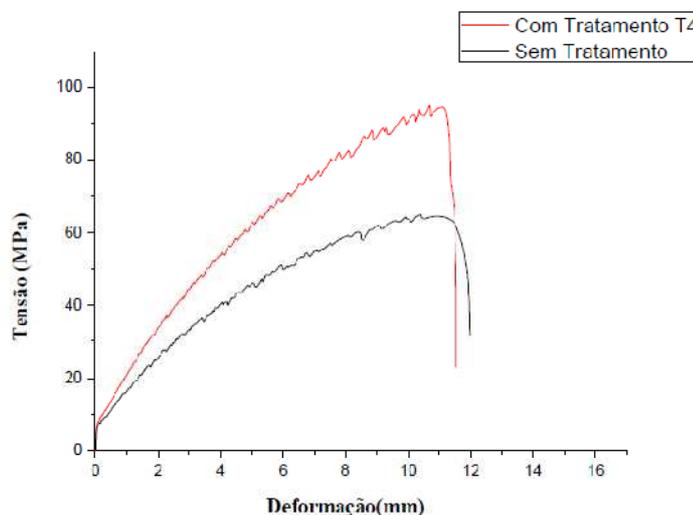


Gráfico 2: Relação entre Tensão e Deformação para a liga Al-3%Cu.

Observando-se o Gráfico 2 nota-se a conformidade com resultado esperado do tratamento térmico realizado na liga, um aumento da resistência à tração com uma redução do alongamento, porém com uma sensível redução do alongamento.

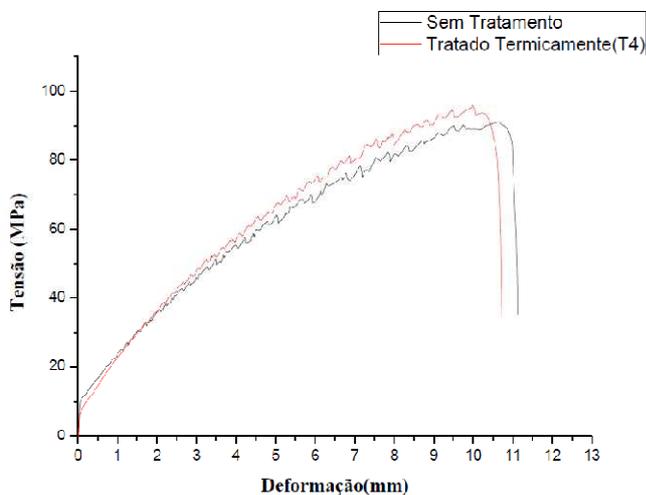


Gráfico 3: Relação entre Tensão e Deformação para a liga Al-4%Cu.

O Gráfico 3 também apresenta conformidade com o esperado, com sensível aumento de resistência à tração e redução de alongamento.

Com a observação das três curvas e a análise dos resultados obtidos na tabela nota-se o aumento da resistência a tração das ligas em estudo o que atende as prioridades do tratamento térmico.

5.2.1. Análise Fractográfica

Esta análise tem como objetivo principal a análise de microfotografias retiradas da superfície de fratura, enquadrando de acordo com o tipo de microestrutura observada. As fraturas são resultantes do ensaio de tração realizados nas ligas estudadas e foram observadas em Microscópio Eletrônico de Varredura.

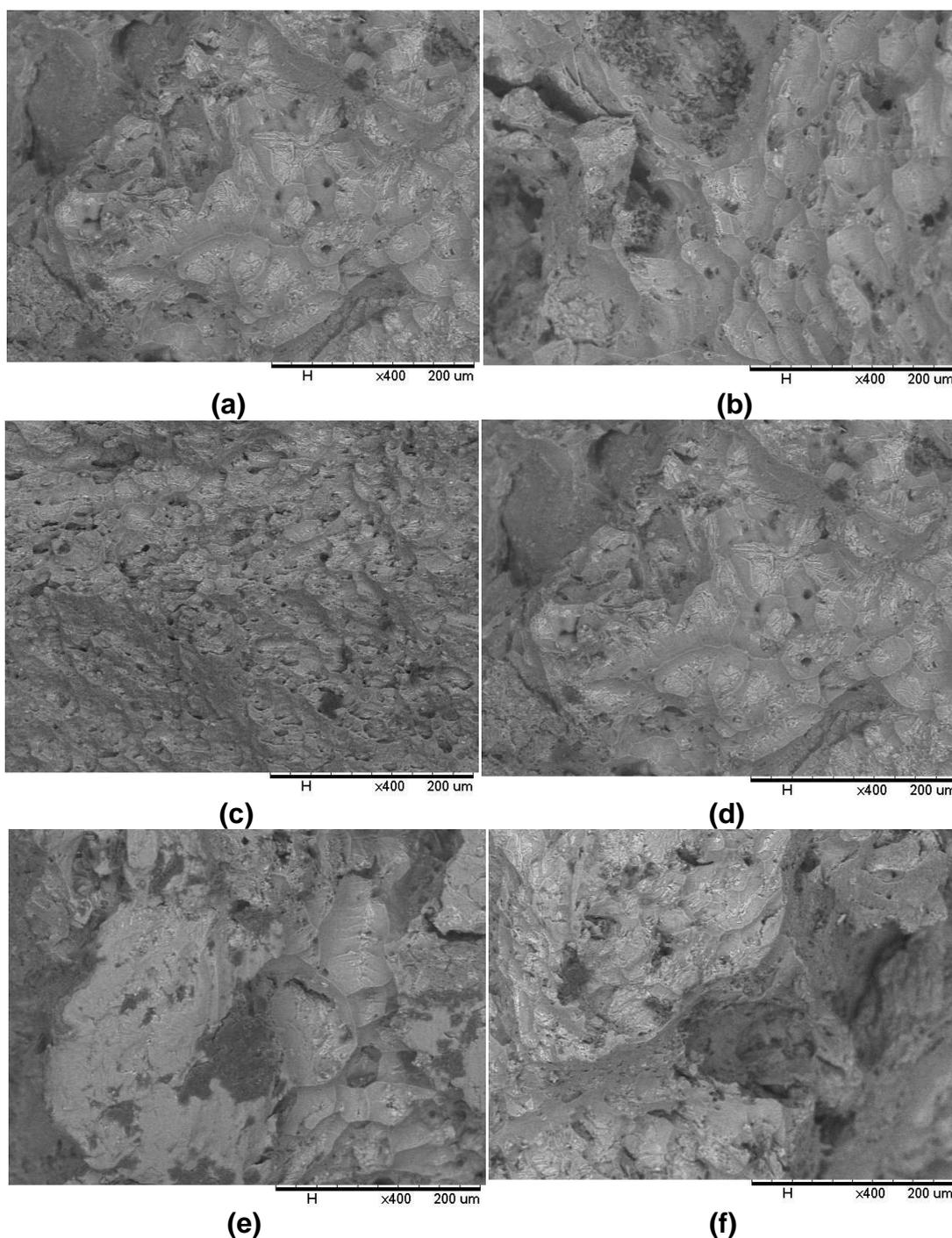


Figura 32: Fotomicrografias de Fraturas de ensaio de tração obtidas em Microscópio Eletrônico de Varredura, (a) liga Al-2%Cu sem tratamento, (b) liga Al-2%Cu com tratamento térmico T4, (c) liga Al-3%Cu sem tratamento, (d) liga Al-3%Cu com tratamento térmico T4, (e) liga Al-3%Cu sem tratamento e (f) liga Al-3%Cu com tratamento térmico T4. Com aumento de 400x.

Através da observação das Fractografias é possível notar uma mistura de características, uma mistura de estruturas. Em todas são possíveis a observação de *Dimples* (microcavidades) e Clivagens (faces planas). *Dimples* são características típicas de fratura Dúctil, e Clivagens são características de fratura Frágil.

A principal diferença é a densidade (quantidade) dessas estruturas em cada liga. Uma observação mais apurada mostra um aumento das regiões de clivagem em consequência do aumento do teor de cobre nas ligas sem tratamento o que está de acordo com a redução de alongamento e o aumento de dureza encontrado no ensaio de tração, mostrando uma fratura mista mais com predominância da característica frágil em consequência da maior densidade de clivagens (o que caracteriza a fragilidade).

Entre as ligas sem tratamento e as tratadas também ocorre o aumento das clivagens o que está de acordo com os resultados do ensaio de tração e com as características do tratamento térmico.

5.3. MICRODUREZA

A Tabela 5 mostra os valores do ensaio de microdureza Vickers para as ligas estudadas, de acordo com esses resultados a fase θ (CuAl_2) age de forma importante no endurecimento das ligas. A Tabela de microdurezas mostra também um aumento da dureza das ligas associadas ao aumento do teor de cobre, o que está em conformidade com o efeito do cobre sobre a de alumínio. Em uma segunda observação nota-se um aumento dos níveis de dureza das ligas tratadas termicamente em relação as ligas sem tratamento, esse aumento de dureza atende as prioridades do tratamento T4, o efeito do tratamento também pode ser observado quando se analisa as áreas ricas em θ (CuAl_2) na liga, observa-se uma redução de dureza destas o que pode ser explicado pela redução no teor de cobre destas áreas como consequência do tratamento térmico T4.

Tabela 5: Valores de Microdureza para as ligas.

Ligas	Microdureza					
	Al- 2%Cu		Al- 3%Cu		Al- 4%Cu	
	Sem Tratamento	Com tratamento térmico T4	Sem Tratamento	Com tratamento térmico T4	Sem Tratamento	Com tratamento térmico T4
Fase α	47,9	56,4	52	54,7	47,7	56,9
Fase θ (CuAl ₂)	101	97,1	153	266	297	74,9

5.4. ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A análise microestrutural se baseia na análise das micrografias retiradas das secções polidas e atacadas. Através das micrografias pode-se observar a presença de fases e outros microconstituintes.

Nas ligas Alumínio- Cobre o composto AlCu₂ precipita-se nos contornos de Grão na sua fase de equilíbrio θ , a função do tratamento térmico dissolver este composto e fazer com que ele precipite-se de forma homogênea em toda a matriz.

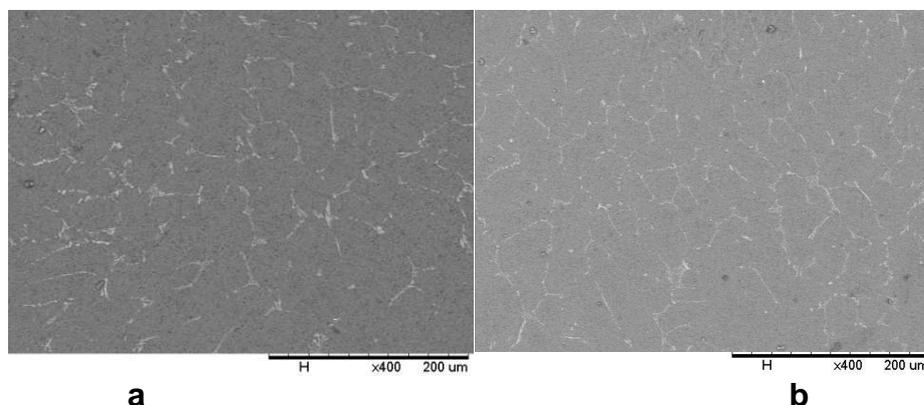


Figura 33: Micrografia da liga Al-2%Cu, obtidas em Microscópio Eletrônico de Varredura: a) sem tratamento térmico, b) tratada termicamente (aumento de 400x).

A Figura 33 mostra a micrografia da liga Al-2%Cu mostrando a matriz de alumínio ou fase α , parte mais escura e as regiões ricas em AlCu₂ ou fase θ em tonalidade mais clara, para as duas condições apresentadas neste trabalho.

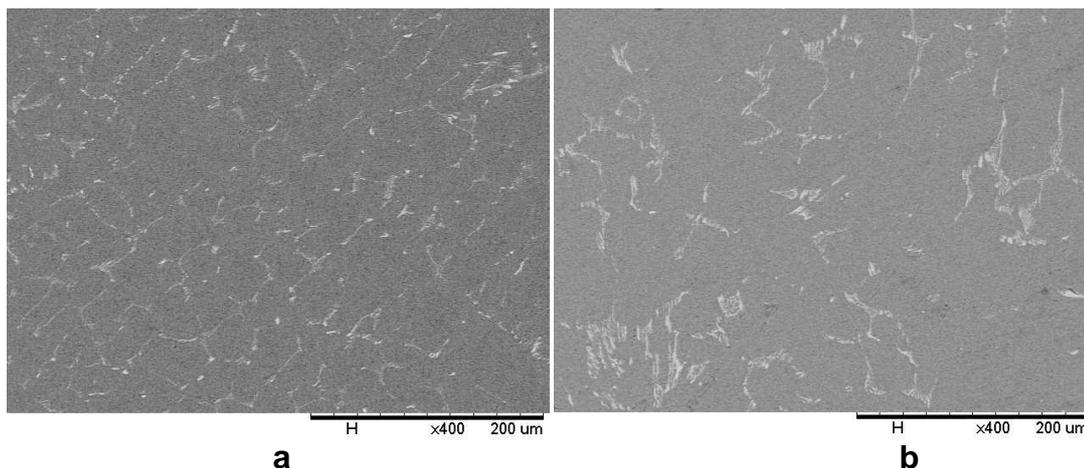


Figura 34: Micrografia da liga Al-3%Cu, obtidas em Microscópio Eletrônico de Varredura: a) sem tratamento térmico, b) tratada termicamente (aumento de 400x).

A Figura 34 mostra a micrografia da liga Al-3%Cu mostrando os mesmos constituintes apresentados na Figura 32.

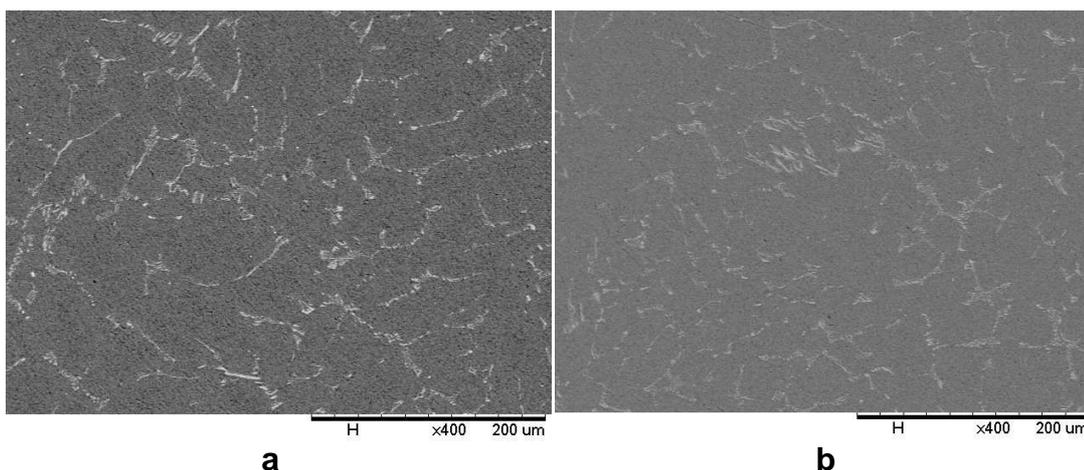


Figura 35: Micrografia da liga Al-4%Cu, obtidas em Microscópio Eletrônico de Varredura: a) sem tratamento térmico, b) tratada termicamente (aumento de 400x).

A Figura 35 mostra a micrografia da liga Al-4%Cu caracterizando-se como as demais micrografias uma fase escura ou fase α (matriz de alumínio), e fase clara ou fase θ (AlCu_2).

O tratamento térmico T4 tem como função solubilizar a fase θ (ou clara) e colocá-la em solução sólida depois promover a precipitação dispersa desses composto reduzindo ou tirando os mesmos composto dos contornos.

Observando-se as micrografias nota-se a ineficácia total do tratamento térmico, porém pode-se notar um efeito parcial configurado pela redução da densidade da fase θ (ou fase clara) como pode-se observar na Figuras 32,33 e 34.

6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

A partir da observância dos resultados obtidos na Análise Macroestrutural, no Ensaio de Tração e Análise Microestrutural pode-se concluir que :

- A pressão de 43 MPa (10 TON) aplicada no processo de *Direct Squeeze Casting*, se mostrou eficaz no que tange o refino de grão, porém insuficiente para redução da quantidade de defeitos de solidificação, o que está evidenciado na Análise Macroestrutural, isso pode ser explicado pelo fato dela não se enquadrar entre 50 e 150 MPa, que é a faixa especificada em diversas literaturas que discorrem sobre o tema;
- Que o tratamento térmico T4 (Solubilização e Envelhecimento) foi eficaz pois promoveu o aumento da Resistência à Tração e a Dureza, a redução do Alongamento o que é esperado como resultado do T4 em ligas de Al-Cu, o que pode ser comprovado também através das análises da Fractografias. Porém com a observação das micrografias obtidas no MEV nota-se que o T4 mesmo tendo causado o aumento da dureza, não promoveu a dissolução total dos precipitados formados durante o resfriamento da liga o que evidencia que o tempo de Solubilização não foi eficiente para promover a dissolução dos componentes.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Estudo das propriedades da liga em Ensaio de Impacto e Fadiga.
- ✓ Análise da tenacidade das ligas.
- ✓ Produção de ligas com teores diferentes de cobre e a avaliação das propriedades mecânicas das mesmas.

REFERÊNCIA

AA: Aluminum Association. “**Alloy and Temper Designation System for Aluminum – AA H35.1**”. E.U.A., 2000.

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio
/www.abal.org.br/aluminio/ligas_fundicao.asp -11/04/2011

ABAL: Associação Brasileira do Alumínio. “**Fundamentos do alumínio e suas aplicações**”. São Paulo: ABAL, 2004.

ABM – “**Propriedades e Usos de Metais Não-Ferrosos**”, Mario Rennó Gomes & Ettore Bresciani Filho, ABM, São Paulo, 1987.

ALONSO, Neusa. **Fundição de Ligas de Alumínio**. São Paulo: ABM, 1993.

ARES, Alicia. GUEIJMAN, S.F. SCHVEZOV, C.E. Semi-empirical Modeling For Columnar And Equiaxed Growth Of Alloys. *Journal of Crystal Growth*, V.241, 235-240, 2002.

ASKELEND, DONALD R. “**Ciências e Engenharia dos Materiais**”. São Paulo: Cengage Learning, 2008.

ASM - INTERNATIONAL, “**Stress corrosion cracking of aluminum alloys**”, v. 13, cap. 8, p. 233, 1992

ASSOCIAÇÃO PORTUGUESA DE FUNDIÇÃO, “**Fundição**”, nº225, Publindústria, Porto, 2002.

BOEIRA, Alexandre Pitol. **Macrosegregação e formação de poros na solidificação de ligas Al-Cu: Modelagem Numérica e Desenvolvimento Experimental**. Campinas. UNICAMP, 2006. Tese, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2006.

BOETTINGER, William. CORIELL, S.R. GREER, A.L., KARMA, A. KURZ, W.

RAPPAZ, M. TRIVEDI, R. Solidification Microstructures: Recent Developments, Future Directions. *Acta Materialia*, V.48, 43-70, 2000.

BRADASCHIA, Clóvis. **“Fundições de Ligas Não-Ferrosas. In: CURSO ABM, 1988”**. São Paulo. Técnicas de Fundição do Alumínio e suas Ligas, São Paulo: ABM, 1988. p. 20.

BRESCIANI, F. E., **“Seleção de Metais Não-Ferrosos, 2 ed.”**, Campinas, SP: Editora UNICAMP, 1997.

CALLISTER, W.Jr., **“Ciência e engenharia de Materiais: um introdução”** – 5ª edição, LTC 2002.

CARVALHO, A.L.M., **“Comportamento Mecânico das Ligas de Alumínio 7010-T74 e 7050-T7451 de Aplicação Aeronáutica, Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica — Projetos e Materiais)”** — FEG/UNESP, Guaratinguetá, 1999.

COLPAERT; Hubertus. **“Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns, 3ª Edição”**. Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo – 1974.

COUTINHO, Telmo de Azevedo. **“Metalografia de Não-Ferrosos”**. Editora Edgard Blücher Ltda,

FINARDI, Jorge. **“Fundições de Ligas Não-Ferrosas. In: CURSO ABM, 1988”**, São Paulo. Especificações, propriedades e aplicações das ligas de alumínio para fundição, São Paulo: ABM, 1988. p. 10.

FUOCO, R. **“Fundição de ligas de alumínio”**, IPT, São Paulo, Novembro 2001.

GARCIA, Amauri. Spim Jr., J, Santos, C.A. **“Ensaio dos Materiais”**. São Paulo: Editora LTC, 2000..

GONÇALVES, M., **“Metalurgia das ligas de alumínio: Processamento, Microestrutura e propriedades”**, curso da ABM, São Paulo, Novembro 1993.]

GONÇALVES, M., **“Tratamento térmico de ligas de alumínio: Conceitos Fundamentais”**, 1999.

J. E. HATCH. **“Aluminum : Properties And Physical Metallurgy”**. Asm, Metals Park, Usa 1990

J.W. MARTIN, “**Precipitation Hardening**”, First Edition Pergamon Press, Oxford, Uk, 1986.

KURZ, Wilfried. Bezençon, C. Gäumann, M., Columnar to Equiaxed Transition in Solidification Processing, ***Science and Technology of Advanced Materials***, V. 2, 185-191, 2001.

KURZ, Wilfried. FISSHER, David. ***Fundamentals of Solidification***. Switzerland Trans Tech Publications Ltd., 1992.

LEE, Chirazi. See, D., “**Modeling Microporosity in Aluminium-Silicon Alloys: a review**”, Journal of Light Metals, V. 1, pp.15-30, 2001.

MACHADO, R.C., “**Um século do processo Hall/Heroult de produção de alumínio**”. Metalurgia, v42.

MALAVAZZI, J. “**Fundição do Alumínio**”, São Paulo, 2002.

MOLINARI, M. “**Ligas de alumínio para fundição e influência dos elementos de liga e impurezas**”. Joinville 1997.

MONDOLFO L.F., “**Manganese in Aluminium alloys**”, Norwich. Edited by the Manganese Centre, 1977.

NBR 6152. **Materiais metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente**. ABNT, 1992.

NBR 7000. **Tratamento de superfície do alumínio e suas ligas. Determinação da microdureza da camada anódica da anodização para fins técnicos (dura)**. ABNT, 2005.

PINTO, Carla, FERNANDES, Ricardo, “**Fundição em coquilha**”, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2001

RIBEIRO, Carlos, “**Sebenta de Fundição II**”, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2003.

SANTOS, Carlos Alexandre. Quaresma, J.M.V. & Garcia, A., "Determination of Transient Interfacial Heat Transfer Coefficients in Chill Mold Castings", ***Journal of Alloys and Compounds***, V.319, pp. 174-186, (2001).

SOUZA, S.A., "**Ensaio Mecânicos de materiais metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos**" – 5^o edição – Ed. Edgard Blucher Ltda, 1982.

TASSIN, A. "**Tecnologia de fundição de alumínio, suas ligas e zamak**", São Paulo, 1995.