

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ  
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS  
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DOUGLAS DA SILVA

**ESTUDO DA CINÉTICA DE ENVELHECIMENTO E DAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 6061 E  
7075 TRATADAS TERMICAMENTE**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

LONDRINA

2016

DOUGLAS DA SILVA

**ESTUDO DA CINÉTICA DE ENVELHECIMENTO E DAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 6061 E  
7075 TRATADAS TERMICAMENTE**

Trabalho de Conclusão de Curso Apresentado ao Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais – DAEMA da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR Campus Londrina, como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Amadeu Lombardi Neto

LONDRINA

2016



---

## TERMO DE APROVAÇÃO

ESTUDO DA CINÉTICA DE ENVELHECIMENTO E DAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 6061 E 7075 TRATADAS TERMICAMENTE

Por

DOUGLAS DA SILVA

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi apresentado em 01 de Junho de 2016 como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo Assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho APROVADO.

---

Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

UTFPR - Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais-DAEMA- LD

---

Prof. Dr. Rogerio Tondato

UTFPR – Coordenação do curso de Engenharia de Produção-COENP- LD

---

Prof. Dr. Amadeu Lombardi Neto

UTFPR - Departamento Acadêmico de Engenharia Mecânica – DAEME-LD  
Orientador

---

Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

Responsável pelo TCC do Curso de Engenharia de Materiais

Dedico este trabalho aos meus pais, que com muito carinho e apoio, não mediram esforços para que eu chegasse até esta etapa de minha vida.

## **AGRADECIMENTOS**

A minha mãe Regina, que sempre me levantou todas as vezes que tropecei, e com muito amor e carinho me incentivou a continuar minha caminhada para chegar até aqui.

A meu pai Edvaldo, que nunca mediu esforços para que fosse possível a conclusão de mais esta etapa em minha vida, mesmo nos momentos de maiores dificuldades nunca deixou de me apoiar.

A minha avó Odete que amo tanto, por todo apoio e carinho a mim dedicado, que mesmo longe sempre me serviu de inspiração para não desistir jamais.

Agradeço ao meu professor e orientador Dr. Amadeu Lombardi Neto, pelo apoio e valiosa ajuda durante todo o trabalho.

Agradeço também a todos meus amigos que fizeram parte da minha vida durante esta jornada. Aos que vieram com a faculdade e que com esta não se irão, um obrigado por estes alucinantes anos de crescimento, aprendizagem e vivências acadêmicas, que muitas histórias me trouxeram para contar. Em especial agradeço a minha grande amiga Brenda, com a qual pude dividir momentos únicos que jamais serão esquecidos.

Gostaria de agradecer também a Aloisio, Jackeline, Jessica, Marcelo, José e Henrique que se tornaram minha amada família de Londrina, por toda a ajuda, amor e carinho a mim direcionado.

Deixo aqui também o meu muito obrigado a todos os professores que fizeram parte desta minha caminhada.

“Construí amigos, enfrentei derrotas, Venci obstáculos,  
bati na porta da vida e disse-lhe: Não tenho medo de  
vivê-la!” (Augusto Cury, 2008).

## RESUMO

SILVA, Douglas. Estudo da Cinética de Envelhecimento e das Propriedades Mecânicas das Ligas de Alumínio 6061 e 7075 Tratadas Termicamente. 2016. 67 f. Trabalho de conclusão de curso – Programa de Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Londrina, 2016.

Os tratamentos térmicos aplicados em ligas de alumínio de alto desempenho são indiscutivelmente essenciais para conferir a estas uma elevada resistência mecânica, entretanto, a execução de tais tratamentos envolvem um alto custo devido, principalmente, à energia associada ao processo, fator esse que acarreta em um aumento no custo do produto. O presente trabalho investigou a influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas das ligas 6061 e 7075, visando compreender melhor os efeitos da temperatura de solubilização e do tempo e temperatura de envelhecimento nas propriedades mecânicas. Para a liga 6061 o valor máximo de dureza foi de 67,7 RHB, alcançado após a realização do tratamento de solubilização a 530°C por 50 minutos, seguido de envelhecimento a temperatura de 160°C durante 18 horas. Para a liga 7075 o tratamento que resultou no maior valor de dureza foi o de solubilização a temperatura de 465°C durante 50 minutos, seguido de envelhecimento a temperatura de 120°C durante 12 horas, resultando em uma dureza de 91,72 HRB.

**Palavras-chave:** Tratamentos térmicos. Solubilização. Envelhecimento. Ligas de alumínio.

## ABSTRACT

SILVA, Douglas. Aging of Kinetic Study and Mechanical Properties of Aluminum Alloy 6061 and 7075 Heat Treated. 2016. 67 f. Completion of course work - Graduate Program in Materials Engineering, Federal Technological University of Paraná. London, 2016.

The heat treatments applied in high-performance aluminum alloys are arguably essential to confer to these materials their high mechanical strength, however, these treatments will cause a cost increase, mostly due to the energy associated with the process, what will impact the final product cost. Therefore, seeking to improve its efficiency, this paper studies the influence of heat treatment on the mechanical properties of alloys 6061 and 7075, to better understand the influence of solution temperature-time relationship and the aging temperature on the mechanical properties of these alloys. For 6061 the maximum hardness value was 67.7 RHB, achieved after completion of the solubilization treatment at 530 ° C for 50 minutes, followed by aging temperature of 160 ° C for 18 hours. For the 7075 alloy treatment that resulted in the highest hardness value was the solubilization temperature of 465 ° C for 50 minutes followed by aging at a temperature of 120 ° C for 12 hours, resulting in a hardness of 91.72 HRB.

**Keywords:** Heat treatment. Solubilization. Aging. Aluminum alloys.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquematização do tratamento térmico de endurecimento por precipitação.....	28
Figura 2- Diagrama de fase hipotético para uma liga endurecível por precipitação decomposição $C_0$ .....	30
Figura 3 - Curva C para lidas (a) 7075, (b) 2017, (c) 6061 e (d) 6063.....	31
Figura 4 - Quantidade de precipitado como uma função do tempo para uma solução supersaturada. ....	33
Figura 5 – Tempo para que ocorra a total precipitação em uma liga supersaturada. ....	34
Figura 6 - Curva da dureza durante o tratamento térmico. ....	34
Figura 7 - Efeito de temperatura sobre a curva de envelhecimento. ....	35
Figura 8 - Curvas de resistência à tração em função do tempo de envelhecimento para quatro temperaturas.....	36
Figura 9 - Zonas GP na liga Al-Cu 1,54%. ....	38
Figura 10 - Sequência de precipitados formados nas ligas de Al-Cu.....	39
Figura 11 - Representação esquemática de alguns estágios da precipitação da liga Al-Cu. (a) Solução solida supersaturada. (b) fase intermediaria de precipitação $\theta''$ . (c) fase de equilíbrio $\theta$ .....	41
Figura 12 - Micrografia de eletrônica de transmissão de alguns estágios da precipitação da liga Al-Cu. (a) zonas GP. (b) fase intermediaria de precipitação $\theta''$ ; (c) fase intermediaria de precipitação $\theta'$ , (d) fase de equilíbrio $\theta$ .....	41
Figura 13 - Variação da tensão de escoamento com o tempo de envelhecimento. ....	42
Figura 14 - PFZ como função da velocidade de resfriamento.....	43
Figura 15 - PFZ no contorno de grão de uma liga da série 7000 (Al-Zn-Mg). ....	44
Figura 16 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de dureza. ....	48
Figura 17 - Forno utilizado para o envelhecimento das amostras. ....	49
Figura 18 - Curva de envelhecimento da liga 6061.....	54
Figura 19 - Curvas de envelhecimento em diferentes temperaturas de solubilização.....	57
Figura 20 - Curva de envelhecimento para temperatura de 90°C. ....	60
Figura 21 - Curva de envelhecimento para temperatura de 180°C. ....	61
Figura 22 - Curva de envelhecimento para temperatura de 120°C. ....	62

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Relação entre as famílias de ligas e os principais elementos presentes. ....	22
Tabela 2 - Composição química da liga 2024. ....	24
Tabela 3 - Composição química da liga 6061. ....	25
Tabela 4 - Composição química da liga 7075. ....	26
Tabela 5 - Nomenclatura e descrição dos principais tratamentos térmicos para ligas de alumínio. ....	27
Tabela 6 - Solubilidade máxima para os principais elementos utilizados em ligas de alumínio. ....	29
Tabela 7 – Composição química da liga 6061 (% peso). ....	47
Tabela 8 – Composição química da liga 7075 (% peso). ....	47
Tabela 9 - Temperaturas e tempos para realização do tratamento térmico T6 na liga 6061. ....	49
Tabela 10 - Temperaturas e tempos para o tratamento T6 com variação na temperatura de solubilização para liga 7075. ....	50
Tabela 11 - Temperaturas e tempos para o tratamento T6 com variação na temperatura de envelhecimento para liga 7075. ....	51
Tabela 12 - Medidas de dureza para as amostras da liga 6061. ....	53
Tabela 13 - Medidas de dureza para as amostras solubilizadas a 465°C. ....	55
Tabela 14 - Medidas de dureza para as amostras solubilizadas a 475°C. ....	56
Tabela 15 - Medidas de dureza para as amostras solubilizadas a 485°C. ....	56
Tabela 16 - Medidas de dureza para as amostras envelhecidas a 90°C. ....	58
Tabela 17 - Medidas de dureza para as amostras envelhecidas a 120°C. ....	58
Tabela 18 - Medidas de dureza para as amostras envelhecidas a 180°C. ....	59

## LISTA DE SIGLAS

Al	Alumínio
ASTM	American society for testing and materials
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Alumina
DSC	Calorimetria exploratória diferencial
Cr	Cromo
CO <sub>2</sub>	Dióxido de carbono
Cu	Cobre
Fe	Ferro
GP	Guinier-Preston
H	Hidrogênio
HB	Dureza Brinell
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
Na <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub>	Criolita
O	Oxigênio
PFZ	Zona livre de precipitação
Si	Silício
T4	Tratamento de solubilização e envelhecimento natural
T6	Tratamento de solubilização e envelhecimento artificial
Ti	Titânio
Zn	Zinco

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\alpha$	Solução sólida supersaturada
$\beta$	Fase hipotética
$\theta$	Precipitados incoerentes
$\theta'$	Precipitados parcialmente coerentes
$\theta''$	Precipitados coerentes

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>14</b>
1.1 OBJETIVOS GERAIS .....	15
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	15
1.3 JUSTIFICATIVA .....	16
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>17</b>
2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO .....	17
2.2 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA .....	18
2.2.1 Cobre.....	19
2.2.2 Magnésio .....	19
2.2.3 Zinco.....	20
2.2.4 Zircônio .....	21
2.2.5 Cromo.....	21
2.3 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO.....	22
2.3.1 Ligas da família 2xxx (Cu e Mg) .....	23
2.3.2 Ligas da família 6xxx (Mg e Si).....	24
2.3.3 Ligas da Família 7xxx (Zn e Mg).....	25
2.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS EM LIGAS DE ALUMÍNIO .....	26
2.4.1 Tratamento térmico de solubilização.....	28
2.4.2 Resfriamento rápido (Quench) .....	31
2.4.3 Tratamento térmico de precipitação ou envelhecimento .....	32
2.4.3.1 Envelhecimento natural .....	37
2.4.3.2 Envelhecimento artificial.....	39
2.5 SENSIBILIDADE AO "QUENCH" .....	43
2.5.1 Tipos de dispersoids .....	45
2.5.2 Influência no tratamento de precipitação: .....	45

2.5.3 Sensibilidade ao quench em ligas comerciais.....	45
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>47</b>
3.1 MATERIAIS.....	47
3.2 MÉTODOS .....	47
3.2.1 Preparação das amostras.....	47
3.2.2 Tratamentos térmicos .....	48
3.2.2.1 Levantamento da curva de envelhecimento da liga 6061 .....	49
3.2.2.2 Efeito do tratamento térmico de solubilização na liga Al 7075 .....	50
3.2.2.3 Efeito do tratamento de envelhecimento na liga Al 7075 .....	51
3.2.3 Ensaio mecânicos.....	51
3.2.3.1 Ensaio de dureza.....	51
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>53</b>
4.1 EFEITOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	53
4.2.1 levantamento da curva de envelhecimento da liga al 6061 .....	53
4.2.2 Efeito do tratamento térmico de solubilização na liga Al 7075 .....	55
4.2.3 Efeito do tratamento de envelhecimento na liga Al 7075 .....	58
<b>5 CONCLUSÕES.....</b>	<b>63</b>
<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>65</b>

## 1 INTRODUÇÃO

O alumínio encontra-se atualmente em uma posição de destaque em nossa sociedade devido ao seu crescente consumo, onde a sua produção atual sofreu um aumento de cerca três vezes se comparada à produção de 60 anos atrás (LIMA, 2012).

O aumento na produção de alumínio pode ser associado ao crescente apelo social relacionado à sustentabilidade de produtos e processos, podendo-se notar que o alumínio ganhou um maior destaque dentre os materiais metálicos devido ao fato de ser 100% reciclável, contribuir com a redução do peso dos veículos, o que gera a diminuição de forma significativa da emissão de CO<sub>2</sub> e, além disso, proporciona um menor consumo de combustível.

Outro fator que contribui para o crescimento na produção de alumínio e de suas ligas pode ser relacionado à versatilidade de propriedades oferecidas pelas diversas famílias de ligas, as quais podem ser associadas às diferentes composições dos elementos presentes nas várias ligas disponíveis no mercado. Segundo Lima (2012), uma das propriedades do alumínio que mais se destaca, quando comparada aos demais metais, é a sua densidade de 2,7 g/cm<sup>3</sup>, a qual o torna extremamente atraente para a utilização no setor aeroviário, devido ao seu baixo peso combinado a excelentes propriedades mecânicas que podem ser obtidas através de tratamentos térmicos ou mecânicos.

Os tratamentos térmicos das ligas de alumínio baseiam-se na variação da solubilidade dos elementos microestruturais presentes em sua matriz. O controle da solubilização e do envelhecimento é conseguido por meio da relação existente entre a temperatura e a solubilidade das fases presentes na liga (OLIVEIRA, 2012).

Segundo Oliveira (2012), o objetivo do tratamento de endurecimento por precipitação é realizar uma dispersão, densa e fina, de partículas de segunda fase, gerando precipitados coerentes com a matriz dúctil. Sendo assim, a resistência mecânica da liga é aumentada através de barreiras mecânicas geradas pelas partículas de precipitados, causando restrições ao movimento das discordâncias.

As propriedades mecânicas obtidas após o tratamento de solubilização seguido de precipitação em ligas de alumínio estão intimamente ligadas aos elementos presentes em cada classe (LIMA, 2012).

Atualmente existem disponíveis no mercado diversas ligas de alumínio, as quais são classificadas de acordo com o principal elemento de liga presente em sua composição. Dentre essas ligas destacam-se as das séries 2xxx, 6xxx e 7xxx, por terem suas propriedades mecânicas sensíveis aos tratamentos térmicos (LIMA, 2012).

Os tratamentos aplicados nas ligas de alto desempenho são de suma importância para conferir uma elevada resistência mecânica, entretanto, a execução de tais tratamentos acarreta em um alto custo devido à energia envolvida durante o aquecimento da peça e do tempo de tratamento, gerando um aumento no custo do produto. Tendo em vista tais fatores, torna-se interessante um estudo com o intuito de investigar a influência dos parâmetros utilizados na execução do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento nas propriedades finais do material, buscando-se uma maior eficiência do processo.

Portanto, através da alteração dos parâmetros relacionados aos tratamentos de solubilização e envelhecimento das ligas 6061 e 7075 torna-se possível a análise da influência nas propriedades mecânicas, uma vez que se tratam de ligas de grande importância industrial.

## 1.1 OBJETIVOS GERAIS

O objetivo do presente trabalho é estudar os efeitos dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio 6061 e 7075, através do levantamento das curvas de envelhecimento e da realização de ensaios de dureza em corpos-de-prova tratados termicamente.

## 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Levantar a curva de envelhecimento artificial para as ligas 6061 e 7075;
- Analisar a influência da temperatura de solubilização no tratamento térmico da liga 7075;

- Avaliar a influência da temperatura de envelhecimento na dureza da liga 7075;
- Examinar as propriedades mecânicas das ligas através do ensaio de dureza realizados após o tratamento térmico.

### 1.3 JUSTIFICATIVA

As ligas de alumínio de alto desempenho apresentam um custo elevado e, somando-se o tratamento térmico, indiscutivelmente necessário, eleva ainda mais o custo do produto. Portanto, torna-se necessário um estudo para se analisar a influência da alteração de parâmetros durante o tratamento de solubilização e envelhecimento no material, de forma a garantir um melhor custo-benefício.

Outro fator importante é a contribuição gerada por meio deste trabalho à literatura nacional existente, a qual apresenta uma grande escassez no que diz respeito à variação de parâmetros como tempo ou temperatura utilizada durante os tratamentos de ligas de alumínio.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio é o metal mais abundantemente encontrado na crosta terrestre, embora sua presença na natureza sempre seja na forma combinada com outros elementos, como o ferro, o oxigênio e o silício (MARTINS, 2008). O minério mais utilizado para a obtenção do alumínio é a bauxita, a qual é formada a partir do desgaste natural de rochas que contém este metal, tais como granito e basalto. As maiores reservas do minério são encontradas na Austrália, no Brasil, e na Guiana (ESPÓSITO, 2006).

A bauxita apresenta entre 40 e 60% de alumina hidratada em sua composição, sendo necessário quatro toneladas do minério para se obter 1,9 toneladas de alumina, das quais resultam em apenas uma tonelada de alumínio (FERARRI, 2008).

O processo utilizado para a obtenção da alumina a partir da bauxita é denominado de processo *Bayer* e pode ser dividido em três etapas principais: a extração, a precipitação e a calcinação. No primeiro estágio, a alumina presente na bauxita é separada dos demais compostos do minério através da sua dissolução em hidróxido de sódio. Em seguida, ocorre à precipitação do tri-hidróxido de alumínio, através de uma reação cuidadosamente controlada. Os cristais resultantes do processo são classificados, separados por tamanho e calcinados para a obtenção da alumina -  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (MARTINS, 2008).

Posteriormente utiliza-se o processo *Hall-Hérault*, onde a alumina é dissolvida em um banho de criolita ( $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ), que atua como fundente, diminuindo a temperatura de fusão do banho de  $2072^\circ\text{C}$  (da alumina) para  $960^\circ\text{C}$ . A seguir, o banho é eletrolisado utilizando-se uma célula eletrolítica, constituída por ânodos e cátodos de carbono. Durante o processo de eletrólise ocorre a formação do alumínio metálico no estado líquido, o qual se deposita no fundo da célula, sendo periodicamente retirado. O alumínio resultante deste processo apresenta normalmente uma pureza de 99,5 a 99,9%, sendo as principais impurezas o ferro e o silício (MARTINS, 2008).

Para se obter as ligas de alumínio, o metal proveniente das células de fundição é encaminhado à fornos de refusão, onde é realizada a correção química e/ou a adição de

elementos de liga que serão responsáveis por promover determinadas características, tais como o aumento da resistência mecânica, da dureza e outras propriedades especiais (ROSSI, 2004; MARTINS, 2008).

Assim, durante o processo de obtenção do alumínio metálico são consumidos em quantidades significativas alguns materiais, tais como 0,3 toneladas de óleo combustível e 0,45 toneladas de carbono. Porém, o fator mais crítico de todo o processo é o alto consumo de energia elétrica, o qual está na faixa de 14.000 KWh a cada tonelada de alumínio produzida (ESPÓSITO, 2006; FERRARI, 2008).

## 2.2 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA

Segundo Lourenço (2014), os efeitos que os elementos podem produzir em uma liga de alumínio são os mais diversos, podendo ir desde um efeito endurecedor e de aumento de resistência mecânica, até outros efeitos mais específicos como o aumento na resistência à corrosão. Porém, alguns elementos são denominados de impurezas, pois exercem efeitos negativos no material. Serão discutidos a seguir os efeitos dos principais elementos presentes nas ligas das famílias 2xxx, 6xxx e 7xxx.

A impossibilidade de controlar o tamanho de grão nas ligas de alumínio por transformação, como fazemos em aços (normalização, por exemplo) traz a necessidade de providências adicionais. Assim alguns dos elementos de liga adicionados ao alumínio, tais como Fe, Cr, Mn e Zr, são utilizados para promoverem o controle de crescimento de grão durante as operações de fabricação, tais como conformação a quente, além dos tratamentos térmicos. Esses elementos de liga possuem baixa difusividade no Al e irão formar os "*dispersoids*", que são fases intermetálicas de pequenas dimensões (menor que 1  $\mu\text{m}$ ), durante a solidificação do lingote ou seu reaquecimento. Tais precipitados previnem ou atrasam a recristalização durante o processamento a quente. Um efeito indesejado dos *dispersoids* é o aumento da sensibilidade ao *quench* (resfriamento rápido) da liga, como será discutido mais adiante (TIRYAKIOGLU, 1999).

### 2.2.1 Cobre

O cobre é o principal elemento de liga da série 2xxx, sendo encontrado em quantidades de 2 a 10%p, em sua composição. A sua adição em ligas de alumínio de outras famílias, na faixa de 4 a 6%, confere uma melhoria significativa nas propriedades mecânicas através do mecanismo de endurecimento por precipitação. Comumente associado à adição de cobre é realizado o tratamento térmico T6, que será explicado na seção 2.4, para se atingir o máximo das propriedades mecânicas destas ligas (LOURENÇO, 2014).

A adição de cobre em ligas contendo alumínio-magnésio-zinco, em conjunto com pequenas quantidades de cromo e manganês, resulta em ligas de alumínio comerciais de maior resistência mecânica disponíveis no mercado. Neste sistema, o zinco e o magnésio controlam o processo de envelhecimento da liga, e o cobre tem o efeito de aumentar a taxa de envelhecimento através do aumento do grau de supersaturação combinado com a nucleação da fase  $\text{CuMgAl}_2$  (ASM HANDBOOK, 1992).

No entanto, a distribuição de precipitados de cobre na matriz de alumínio, que apresenta caráter catódico (LOURENÇO, 2014), torna a liga mais vulnerável a corrosões localizadas, ocorrendo a formação de *pites* nas regiões próximas as fases intermetálicas que contêm cobre ou ferro em sua composição, além de corrosão intergranular em regiões de contornos de grão onde ocorre a precipitação de fases ricas em cobre (ASM HANDBOOK, 1992). Algumas dessas características dos tratamentos de precipitação serão discutida mais adiante em maior detalhe.

### 2.2.2 Magnésio

O magnésio é o elemento de liga predominante nas ligas da série 5xxx. A sua solubilidade no alumínio é de 17,4%, contudo, normalmente encontra-se em concentração que não excede 5,5%. O magnésio prioritariamente precipita-se nos contornos de grãos como a fase  $\text{Mg}_5\text{Al}_3$  ou  $\text{MgAl}_8$ , que é altamente anódica, tornando a liga vulnerável a corrosão sob tensão e corrosão intergranular (LOURENÇO, 2014; ASM HANDBOOK, 1992).

Ligas de alumínio forjadas produzidas adequadamente contendo um teor de até 5% de magnésio apresentam estabilidade em condições normais de utilização. A sua adição nas ligas de alumínio também causa um aumento marcante nas propriedades mecânicas da liga, sem que ocorra uma grande perda da sua ductilidade (LOURENÇO, 2014; ASM HANDBOOK, 1992).

Nas ligas de alumínio-zinco-magnésio, família 7xxx, a adição de magnésio resulta no desenvolvimento potencial da resistência mecânica, em especial na faixa de 3 a 7,5 % p de Zn. O zinco, numa faixa de 0,5 a 12%, em conjunto com o magnésio forma o composto  $MgZn_2$  por meio do resfriamento em água fria, resultando no aumento contínuo das propriedades mecânicas do material. Por outro lado, a adição crescente de zinco e de magnésio causa uma queda na resistência à corrosão, uma vez que estes elementos diminuem o controle da microestrutura formada. Entretanto, a resistência à corrosão dessas ligas pode ser melhorada através de medidas como o controle da taxa de resfriamento, a adição de zircônio, cobre ou cromo, os tratamentos superficiais (anodização da peça), entre outras medidas (ASM HANDBOOK, 1992).

### 2.2.3 Zinco

As ligas de alumínio-zinco são conhecidas pela sua fragilidade quando submetidas a temperaturas elevadas e pela sua susceptibilidade à corrosão sob tensão, fatores estes que restringem o seu uso. Porém, ao se introduzir elementos de liga em sua composição, as ligas de alumínio-zinco apresentam uma melhor combinação de propriedades de resistência à tração dentre as ligas de alumínio para trabalho mecânico (ASM HANDBOOK, 1992).

A presença de zinco na matriz de alumínio ocasiona um aumento no potencial elétrico, o que torna favorável a sua aplicação em revestimento de proteção e em ânodos de sacrifício (ASM HANDBOOK, 1992).

#### 2.2.4 Zircônio

Zircônio adicionado em quantidades de 0,1 a 0,3% é utilizado para a formação dos *dispersoids*. O seu uso é especialmente encontrado em ligas da série 7xxx com a finalidade de promover um aumento na temperatura de recristalização e propiciar um maior controle da estrutura dos grãos das peças forjadas. Sua adição também proporciona uma menor sensibilidade na liga ao *quench* quando comparados com os outros elementos formadores de *dispersoids* como será visto adiante (ASM HANDBOOK, 1992).

#### 2.2.5 Cromo

O cromo é encontrado como impureza secundária no alumínio comercial, e apresenta forte influência sobre a resistividade elétrica da liga. Comumente, o cromo é encontrado nas ligas de alumínio-magnésio, alumínio-magnésio-silício, e grupos de alumínio-magnésio-zinco, em quantidade inferior a 0,35%, pois em quantidades superiores ocorre a tendência de formação de precipitados grosseiros com outras impurezas, tais como o manganês, o ferro e o titânio (ASM HANDBOOK, 1992).

A baixa taxa de difusão do cromo faz com que favoreça a formação dos *dispersoids* utilizados no controle da estrutura do grão, com a finalidade de impedir o seu crescimento em ligas de alumínio-magnésio, e para evitar a recristalização durante trabalho a quente ou o tratamento térmico em ligas de magnésio-silício ou ligas alumínio-magnésio-zinco (ASM HANDBOOK, 1992).

Entretanto, a presença de cromo em ligas de alumínio termicamente tratáveis trás como desvantagem um aumento na sensibilidade ao *quench*, essa sensibilidade ocorre quando a fase endurecedora tende a precipitar-se em partículas pré-existentes formadas pelo cromo (ASM HANDBOOK, 1992).

### 2.3 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

As ligas de alumínio são convenientemente divididas em duas categorias: ligas de alumínio para fundição e ligas de alumínio para trabalho mecânico. Cada categoria é subdividida em classes de acordo com sua composição química (MARTINS, 2008). Para o presente trabalho serão abordados apenas as ligas para trabalho mecânico.

Segundo a ASM-Handbook (1992), o sistema de identificação adotado para ligas de alumínio para trabalho mecânico é fundamentado na designação de quatro dígitos, sendo que o primeiro indica o grupo ou família da liga, o qual é determinado pelo elemento presente em maior percentual. No entanto, uma exceção a essa regra é observada para a família 6xxx, onde a proporção de magnésio e silício para formar  $Mg_2Si$  é predominante, neste caso, quando uma liga apresenta o mesmo percentual para mais que um elemento de liga, a escolha da família é realizada de acordo com a sequência do grupo: cobre, manganês, silício, magnésio, o  $Mg_2Si$ , zinco, ou outros.

Nas famílias de ligas de 2xxx a 7xxx, os dois últimos números são arbitrários e apresentam como finalidade apenas a distinção dos diferentes tipos de liga do grupo. O segundo dígito indica modificações da liga, sendo o algarismo 0 (zero) designado para ligas na forma original e os algarismos de 1 à 9 para modificações da liga original (ALCAN, 2xxx).

A Tabela 1 apresenta a relação entre as famílias de ligas e os principais elementos presentes.

**Tabela 1- Relação entre as famílias de ligas e os principais elementos presentes.**

Série	Principal (is) elemento (s) de liga	Termicamente tratável
1xxx	Alumínio puro	
2xxx	Cobre	X
3xxx	Manganês	
4xxx	Silício	
5xxx	Magnésio	
6xxx	Magnésio e Silício	X
7xxx	Zinco	X

Série	Principal (is) elemento (s) de liga	Termicamente tratável
8xxx	Outros elementos: Sn, Li e Fe	X
9xxx	Série livre	

Fonte: Martins (2008).

Entre as ligas para trabalho mecânico, uma maior diferenciação é realizada baseada no mecanismo principal de desenvolvimento das propriedades mecânicas, sendo então subdividida em ligas tratáveis termicamente e as endurecidas através de trabalho mecânico. As ligas não tratáveis termicamente são endurecidas apenas através do trabalho a frio, não sofrendo influência significativa em suas propriedades quando aplicado o tratamento de precipitação. Dentre essas ligas, destacam-se as do grupo 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx, as quais tem sua resistência mecânica inicial associada ao efeito endurecedor do elemento de liga presente em suas composições pelo mecanismo de solução sólida (MARTINS, 2008).

No entanto, algumas ligas de alumínio respondem ao tratamento térmico baseado em solubilização de fases e posterior precipitação destas. Estes tratamentos incluem a solubilização, o *quench* (resfriamento rápido) e a precipitação, visando o endurecimento do material. As ligas designadas para trabalho mecânico e classificadas como tratáveis termicamente são as da família 2xxx, 6xxx e 7xxx, as quais serão discutidas a seguir (MARTINS, 2008; ASM HANDBOOK, 1992).

### 2.3.1 Ligas da família 2xxx (Cu e Mg)

As ligas da família 2xxx apresentam como seu elemento de liga principal o cobre, porem muitas vezes contam com a adição de magnésio como elemento secundário. Para se obter melhores propriedades mecânicas é necessário a aplicação do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural, resultando em propriedades mecânicas próximas, ou muitas vezes superiores às apresentadas por aços de baixo carbono. Pode-se aplicar também o tratamento de envelhecimento artificial com a finalidade de se aumentar de forma mais acentuada as propriedades mecânicas da liga (ASM HANDBOOK, 1992).

As ligas desta série não apresentam uma boa resistência à corrosão, como é típico na maior parte das outras ligas de alumínio, e em determinadas condições podem estar suscetíveis a corrosão intergranular. Uma prática muito comum é o revestimento destas ligas na forma de folhas por alumínio de elevada pureza, ou por ligas de magnésio-silício da série 6xxx, que fornecem proteção galvânica ao material do núcleo (*alclad*), aumentando significativamente a resistência à corrosão da peça (ASM HANDBOOK, 1992).

As ligas da série 2xxx encontram grande aplicação para a fabricação de peças e estruturas que exigem altos índices de resistência associados a um baixo peso, sendo comumente utilizadas na fabricação de caminhões, aviões, rodas, fuselagem de aeronaves na fabricação de parafusos e rebites para serem aplicados em estado solubilizado antes do envelhecimento natural (ASM HANDBOOK, 1992).

Dentre as ligas da família 2xxx, uma de grande destaque é a 2024, por ser uma liga de resistência mecânica compatível com a de aços de baixo carbono, tendo como vantagem sua baixa densidade, proporcionando uma maior eficiência na relação resistência/peso (ASM HANDBOOK, 1992).

A Tabela 2 apresenta a composição química da liga 2024.

**Tabela 2 - Composição química da liga 2024.**

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,50	0,50	3,8-4,9	0,30-0,9	1,2-1,8	0,10	0,25	0,15

**Fonte: Asm Handbook (1992).**

### 2.3.2 Ligas da família 6xxx (Mg e Si)

As ligas da família 6xxx apresentam como elementos de liga principais o silício e magnésio em proporções bem definidas para a formação de siliceto de magnésio ( $Mg_2Si$ ), o que as tornam sensíveis a tratamentos térmicos. Apesar de apresentarem resistência mecânica inferior as das ligas das classes 2xxx e 7xxx, as ligas da série 6xxx apresentam boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade, e resistência à corrosão sobre tensão (ASM HANDBOOK, 1992).

As ligas desta família podem ser tratadas termicamente através do tratamento T4, solubilização seguida de envelhecimento natural, ou podem ter suas propriedades aprimoradas de forma mais expressiva através do tratamento T6, solubilização seguida de envelhecimento artificial. Suas principais aplicações encontram-se em quadros de bicicletas, equipamentos de transporte, trilhos de pontes, aplicações arquitetônicas, estruturas soldadas, moldes diversos, estruturas, na construção naval, em veículos, rebites e na indústria moveleira (ASM HANDBOOK, 1992).

Dentre as ligas da família 6xxx, destaca-se a liga 6061 devido a sua boa resistência mecânica e a corrosão, associada a uma boa conformidade e ótimo polimento. A sua dureza após tratamento térmico T6 é de 100 a 120 HB, com um limite de escoamento de 255 MPa e uma resistência à tração de 290 MPa (ASM HANDBOOK, 1992). A composição química das ligas 6061 pode ser observada na Tabela 3.

**Tabela 3 - Composição química da liga 6061.**

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,40-0,80	0,70	0,15-0,40	0,15	0,80-1,20	0,04-0,35	0,25	0,15

**Fonte: Asm Handbook (1992).**

### 2.3.3 Ligas da Família 7xxx (Zn e Mg)

O principal elemento de liga desta família é o zinco, que é adicionado em quantidades entre 1 e 8%, podendo conter também em menores porcentagens magnésio, que confere a liga após tratamento térmico, de moderada a alta resistência mecânica. Comumente também são adicionados em pequenas quantidades outros elementos, tais como o cobre, e o cromo (ASM HANDBOOK, 1992).

Apesar de apresentarem uma elevada resistência mecânica, as ligas da família 7xxx são sensíveis a corrosão sob tensão, sendo muitas vezes utilizados tratamentos térmicos menos severos, visando uma melhor combinação entre resistência à corrosão e resistência a fratura (ASM HANDBOOK, 1992).

Dentre as ligas desta família destaca-se a 7075, devido ao alto valor de resistência mecânica, em conjunto com sua boa forjabilidade e usinabilidade além de sua média resistência a corrosão. Após o tratamento térmico T6, esta liga apresenta uma dureza de 150 a 180 HB, um limite de escoamento de 390 a 490 MPa, e uma resistência à tração de 480 a 540 MPa (ASM HANDBOOK, 1992).

Sua aplicação encontra-se principalmente associada à indústria aeronáutica, devido a sua elevada resistência mecânica e baixo peso. Outra área de grande aplicação destas ligas é no setor de transporte, na fabricação de máquinas e equipamentos, e na confecção de moldes de injeção e na indústria bélica (BARBOSA, 2014). A composição química da liga 7075 pode ser observada na Tabela 4.

**Tabela 4 - Composição química da liga 7075.**

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,40	0,50	1,20-2,00	0,30	2,10-2,90	0,18-0,28	5,10-6,10	0,20

**Fonte: Asm Handbook (1992).**

## 2.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Os tratamentos térmicos de ligas de alumínio são baseados na variação da solubilidade dos elementos microestruturais presentes em sua matriz. O controle da solubilização e do posterior envelhecimento é conseguido devido à relação existente entre a temperatura e a solubilidade das fases presentes, onde a solubilidade aumenta com o aumento da temperatura até a temperatura *solidus*, sendo assim possível o controle da formação e distribuição das fases precipitadas que estão diretamente relacionadas às propriedades mecânicas do material (OLIVEIRA, 2012). Assim, normalmente quanto maior a quantidade de elementos de ligas a serem precipitados maior a resistência mecânica possível de ser obtida (REED-HILL, 2009).

A classificação dos tratamentos térmicos destinados a ligas de alumínio é apresentada na Tabela 5. Onde os tratamentos designados com a letra T têm como objetivo o

aumento da resistência mecânica por meio da solubilização de fases intermetálicas em altas temperaturas, precipitando-as através de um resfriamento rápido e posterior envelhecimento, que pode ser natural ou artificial (BARBOSA, 2014).

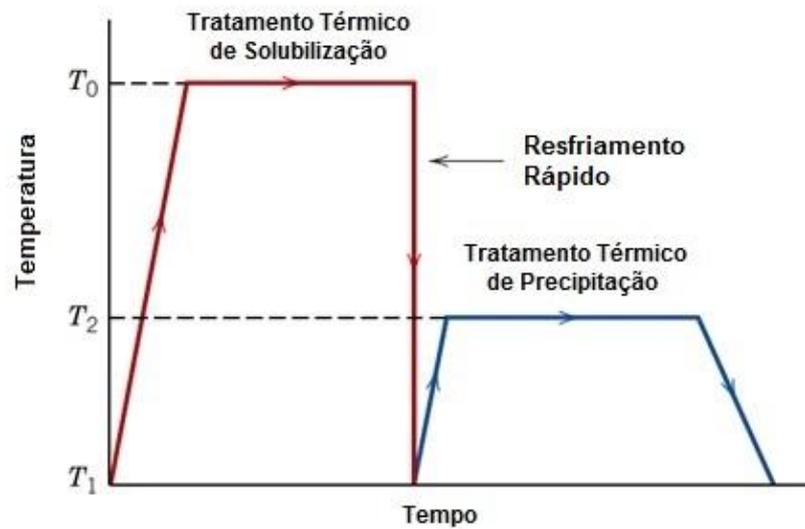
**Tabela 5 - Nomenclatura e descrição dos principais tratamentos térmicos para ligas de alumínio.**

Designação	Descrição do tratamento
F	Refere-se aos produtos oriundos de processos de conformação em que não foram aplicados nenhum controle especial a respeito das condições térmicas ou de encruamento.
O	Indica estado recozido, utilizado em produtos acabados para alívio de tensões residuais e estabilidade dimensional, resultando em um estado de menor resistência mecânica e maior ductilidade.
T1	Tratamento no qual o metal é resfriado bruscamente após o processo de conformação, e posteriormente envelhecido naturalmente até atingir um estado de equilíbrio de suas propriedades mecânicas.
T4	Trata-se do tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento natural, visando à obtenção de um estado de propriedades mecânicas estável.
T6	Indica o tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento artificial, aplicado em ligas de alumínio onde não é possível atingir propriedades mecânicas desejadas envelhecendo a temperatura ambiente.
T7	Designação utilizada para o tratamento térmico de solubilização seguido de sobre-envelhecimento, aplicado em ligas onde o metal atinge estabilidade após o tratamento de solubilização, dando continuidade ao envelhecimento mesmo após atingirem o ponto de maior resistência mecânica, visando-se o controle de características como estabilidade dimensional ou resistência a corrosão sob tensão.

**Fonte: Asm Handbook (1992).**

No tratamento térmico de endurecimento por precipitação o objetivo é realizar uma dispersão, densa e fina, de partículas de segunda fase coerente com a matriz, que apresenta-se dúctil. A resistência mecânica da liga é aumentada, através de barreiras mecânicas que as partículas de precipitados causam ao movimento das discordâncias devido à deformação elástica da rede cristalina. Essa deformação elástica deve ser maximizada o que ocorre quando a fase precipitada apresenta-se coerente com a matriz, ou seja, antes da formação de contorno de grão. (OLIVEIRA, 2012).

A realização do tratamento de endurecimento por precipitação ocorre através de três passos, sendo eles a solubilização, o *quench* e o envelhecimento, como pode ser observado na Figura 1.



**Figura 1 - Esquematização do tratamento térmico de endurecimento por precipitação.**  
**Fonte: Callister (2008).**

#### 2.4.1 Tratamento térmico de solubilização

O tratamento térmico de solubilização tem como objetivo realizar a solubilização dos elementos que compõem a liga, ou seja, dissolver as fases intermetálicas presentes permitindo a formação de uma solução sólida monofásica constituída por elementos que serão responsáveis pelo endurecimento da liga (CALLISTER, 2012; OLIVEIRA, 2012).

No caso das ligas de alumínio podemos ter diferentes elementos de liga a serem solubilizados para a formação de uma solução sólida, tais como cobre, magnésio, silício, zinco, cromo, titânio, entre outros (LOURENÇO, 2014). A Tabela 6 mostra a solubilidade máxima de alguns elementos comumente encontrados em ligas de alumínio.

**Tabela 6 - Solubilidade máxima para os principais elementos utilizados em ligas de alumínio.**

Elemento	Temperatura (°C)	Máxima solubilidade sólida	
		(Wt%)	(at%)
Cádmio	649	0,4	0,09
Cobalto	657	<0,02	<0,01
Cobre	548	5,65	2,40
Crômo	661	0,77	0,40
Germânio	424	7,2	2,7
Ferro	655	0,05	0,025
Lítio	600	4,2	16,3
Magnésio	450	17,4	18,5
Manganês	658	1,82	0,90
Níquel	640	0,04	0,02
Silício	577	1,65	1,59
Prata	566	55,6	23,8
Estanho	228	~0,06	~0,01
Titânio	665	~1,3	0,74
Vanádio	661	~0,4	~0,21
Zinco	443	82,8	66,4
Zircônio	660,5	0,28	0,08

**Fonte: Polmear (1996).**

Embora a maior parte das ligas endurecidas por solubilização seguida de precipitação sejam constituídas por dois ou mais elementos de liga, podemos utilizar o sistema bifásico mostrado na Figura 2 para exemplificar os procedimentos deste tratamento (CALLISTER, 2012).

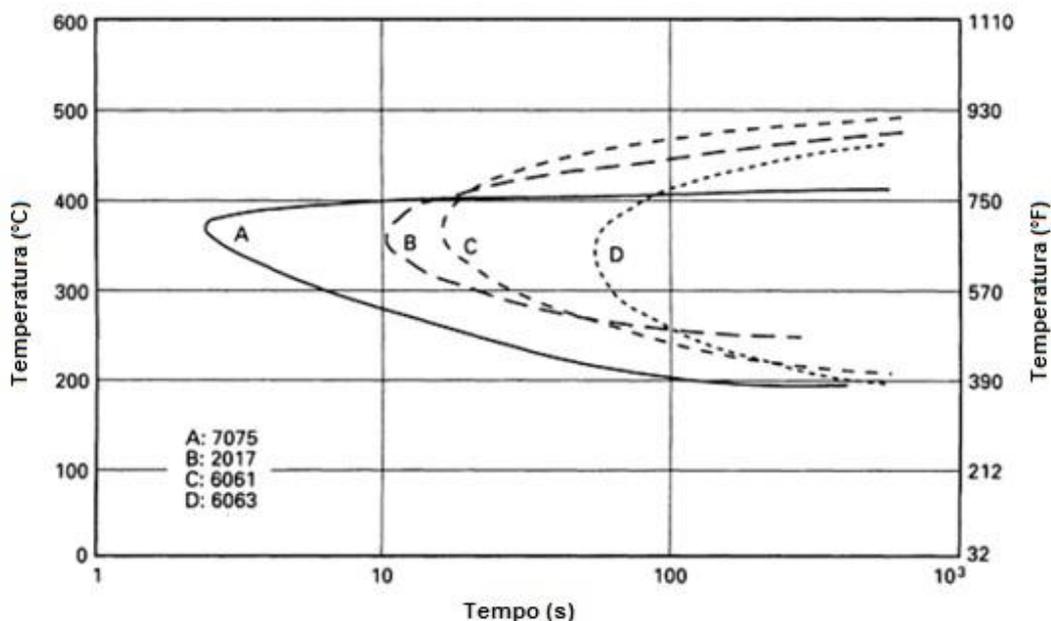


### 2.4.2 Resfriamento rápido (*Quench*)

Segundo Asm Handbook (1992), o *quench*, ou resfriamento rápido da peça, é uma das etapas mais críticas na sequência de operações realizadas durante o tratamento térmico e tem como seu objetivo preservar a estrutura obtida durante o processo de solubilização, gerando assim uma matriz supersaturada com solutos e vacâncias, através de um rápido arrefecimento, geralmente até temperatura ambiente.

Para se evitar que haja precipitação significativa durante o resfriamento, evitando assim a sensibilidade ao *quench*, é necessário que o tempo de transferência da peça do forno até o meio de arrefecimento seja suficientemente curto de forma a impedir o pré-resfriamento da peça a uma temperatura na qual a precipitação seja favorecida. O tempo utilizado para se transportar a peça do forno até o meio de resfriamento é calculado com base nas chamadas curvas C, onde o resfriamento deve ser rápido o suficiente para que não entre dentro da curva, onde ocorre a precipitação de fases (ASM HANDBOOK, 1992).

As curvas C para as ligas 7075, 2017, 6061 e 6063 estão apresentadas na Figura 3 (ASM HANDBOOK, 1992).



**Figura 3 - Curva C para ligas (a) 7075, (b) 2017, (c) 6061 e (d) 6063.**  
**Fonte: Asm Handbook (1992).**

Ainda segundo Asm Handbook (1992), outro fator que deve ser levado em consideração no cálculo do tempo de transporte está relacionado ao meio de resfriamento utilizado. Onde este deve apresentar uma taxa de fluxo e capacidade de absorção de calor suficientes para que o resfriamento ocorra de forma rápida, evitando-se a precipitação de fase durante o arrefecimento.

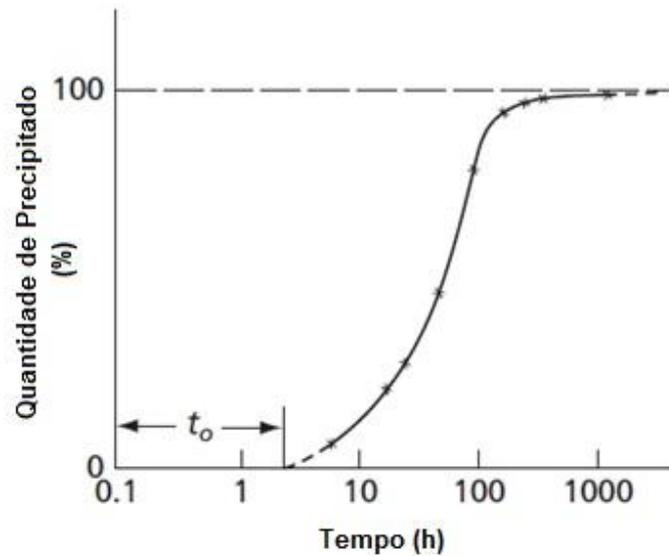
### 2.4.3 Tratamento térmico de precipitação ou envelhecimento

O tratamento de precipitação, ou envelhecimento, pode ser classificado em dois tipos, o envelhecimento natural, que ocorre a temperatura ambiente, e o envelhecimento artificial, realizado em temperaturas mais elevadas. O envelhecimento artificial é utilizado em um maior número de ligas de alumínio, normalmente apresentando uma temperatura de aproximadamente 15 a 25% da diferença entre a temperatura ambiente e a temperatura de solubilização (MARTINS, 2008).

A etapa de envelhecimento de uma amostra solubilizada e arrefecida é essencial para que ocorra a formação de precipitados finos e dispersos a fim de que se atinja uma maior eficiência no endurecimento da liga, pois os precipitados finos impedem o movimento das discordâncias mais eficientemente durante a deformação, fazendo com que as discordâncias tenham que cisalhar ou contornar as partículas de precipitados (MARTINS, 2008).

Segundo Reed-Hill (2009), para a formação de tais precipitados é necessário que ocorra em primeiro lugar um processo de nucleação seguido de crescimento das partículas formadas pelo soluto. Este crescimento é resultado da difusão dos átomos do elemento endurecedor, que se encontram em solução sólida, para a formação da partícula. A precipitação só pode ocorrer após o início da nucleação, entretanto após seu início é possível observar tanto o crescimento das partículas já formadas, quanto à nucleação de núcleos adicionais.

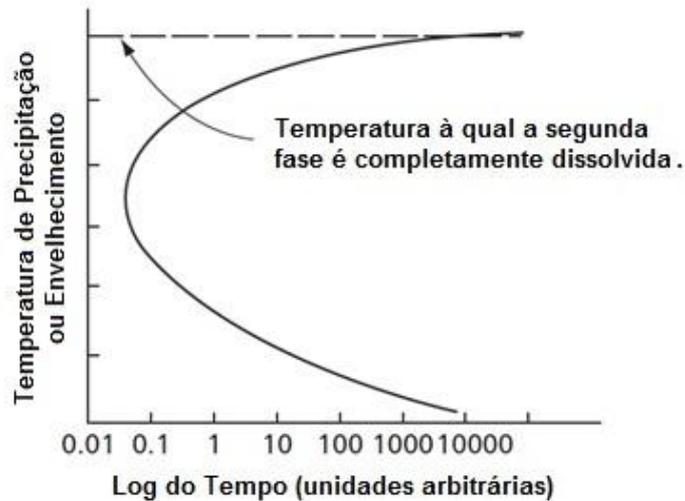
A evolução da precipitação pode ser observada na Figura 4, onde a porcentagem de precipitado é plotada em função do tempo. O tempo é expresso em unidades logarítmicas, pois geralmente reações desta natureza começam rapidamente e são concluídas de forma lenta (REED-HILL, 2009).



**Figura 4 - Quantidade de precipitado como uma função do tempo para uma solução supersaturada. Fonte: Reed-Hill (2009).**

De uma maneira geral, a reação de precipitação não se inicia de uma forma imediata, sendo necessário um tempo finito ( $t_0$ ) para que ela possa ser detectável. A esse intervalo de tempo é dado o nome de período de incubação, o qual representa o período de tempo necessário para a formação de núcleos estáveis. A partir da curva é possível se observar também, que a velocidade terminal do processo de precipitação é bem lenta, esse fato pode ser explicado devido ao consumo contínuo do soluto presente na solução durante toda a etapa de precipitação (REED-HILL, 2009).

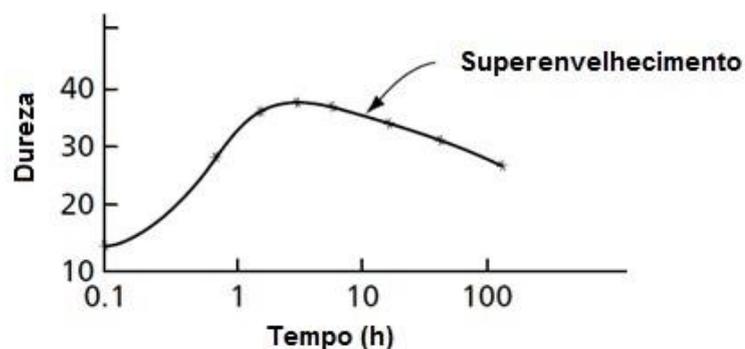
Ainda segundo Reed-Hill (2009), a velocidade de precipitação também é influenciada pela temperatura na qual o tratamento ocorre como é demonstrado na Figura 5. Onde se observa que em temperaturas muito baixas o processo de precipitação ocorre de forma mais lenta, sendo necessário um período de tempo elevado para que toda a precipitação ocorra, isso acontece devido à baixa taxa de difusão a qual, neste caso, controla a velocidade de precipitação. Temperaturas muito próximas a de solubilização também apresentam uma velocidade de precipitação lenta, pois neste caso a solução sólida apresenta um pequeno grau de saturação e a redução da energia livre resultante da precipitação é muito pequena. Sendo assim, apesar da alta taxa de difusão apresentada a esta temperatura, a precipitação é lenta devido à baixa taxa de nucleação.



**Figura 5 – Tempo para que ocorra a total precipitação em uma liga supersaturada.**  
**Fonte: Reed-Hill (2009).**

Entretanto, para temperaturas intermediárias, situadas entre as descritas anteriormente, a taxa de precipitação apresenta o seu ponto máximo, sendo necessário um curto período de tempo para que toda a precipitação ocorra. Isto ocorre devido à combinação de difusão moderada e taxas de nucleação apresentada nestas temperaturas, resultando em uma rápida precipitação (REED-HILL, 2009).

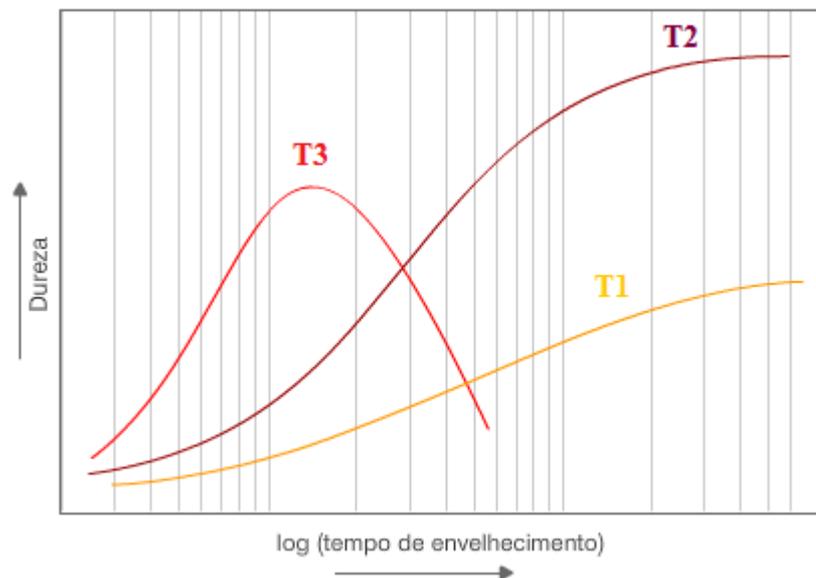
A precipitação de uma segunda fase em uma liga tem como principal efeito o endurecimento. A Figura 6 mostra uma curva típica de endurecimento por envelhecimento (REED-HILL, 2009).



**Figura 6 - Curva da dureza durante o tratamento térmico.**  
**Fonte: Reed-Hill (2009).**

Para se obter tais curvas é realizado o tratamento térmico de solubilização em um dado número de amostra, afim de se converter a estrutura em uma solução solida. Após o *quench* as amostras são levadas para um forno e mantidas em uma temperatura constante, entre a temperatura de solubilização e a temperatura ambiente, então as amostras são retiradas do forno em intervalos de tempo regulares, resfriadas até a temperatura ambiente e submetidas a ensaios de dureza. Os dados obtidos são representados na forma gráfica, para demonstrar o efeito do tempo de envelhecimento na dureza alcançada (REED-HILL, 2009; CHIAVERINI, 1977).

Tempos muito longo de envelhecimento para uma dada temperatura resultam em uma queda na dureza da liga, a qual é nomeada de superenvelhecimento. O formato da curva de envelhecimento é influenciado por dois fatores principais, sendo um deles a temperatura e o outro a composição. O efeito da temperatura no formato da curva de dureza pode ser observado na Figura 7 (REED-HILL, 2009).

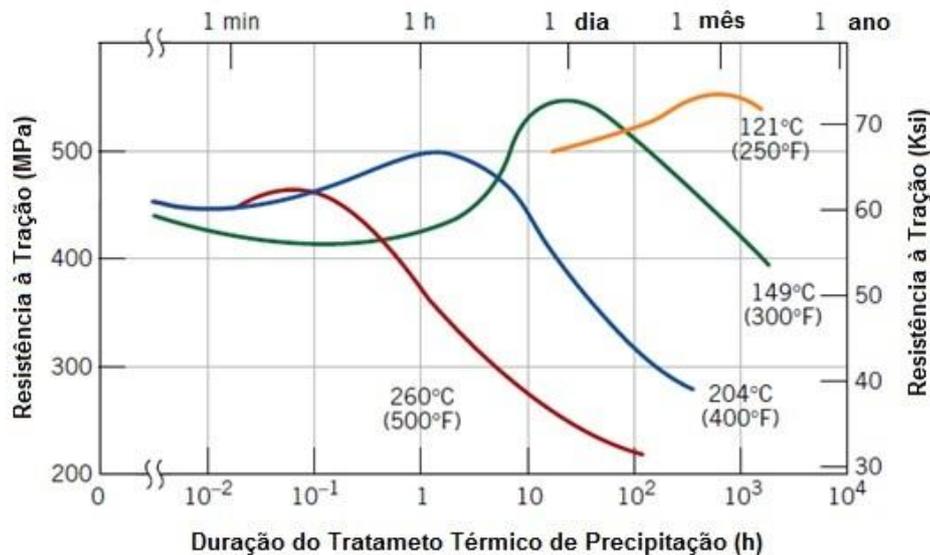


**Figura 7 - Efeito de temperatura sobre a curva de envelhecimento.**  
Fonte: Adaptado de LMDM (2015)

A Figura 7 mostra três curvas, sendo cada uma delas resultado do envelhecimento a uma temperatura diferente. A curva T1 representa o envelhecimento realizado a uma baixa temperatura, onde o movimento atômico é lento, não ocorrendo precipitação apreciável, assim o endurecimento ocorre de forma lenta. Enquanto a curva T2 corresponde ao envelhecimento a uma temperatura intermediária entre T1 e T3, sendo possível observar que o máximo

endurecimento ocorre em um período razoável de tempo. Já a curva T3, representa o envelhecimento a uma temperatura mais elevada, onde se observa um rápido endurecimento devido à elevada taxa de difusão, entretanto mecanismos de amaciamento também são acelerados, resultando em um valor de máxima dureza menor se comparado com o conseguido a temperatura T2 (REED-HILL, 2009).

A aceleração do aumento de resistência mecânica de uma liga com o acréscimo da temperatura de envelhecimento pode ser também observada na Figura 8, onde estão representadas as curvas do limite de resistência ao escoamento em função do logaritmo do tempo para diferentes temperaturas (CALLISTER, 2012).



**Figura 8 - Curvas de resistência à tração em função do tempo de envelhecimento para quatro temperaturas.**

Fonte: Callister (2012).

A influência da composição da liga no formato das curvas de envelhecimento está relacionada à quantidade de soluto formador da solução sólida. Para uma liga de baixo teor de elemento de liga, o grau de supersaturação conseguido após o tratamento de solubilização é baixo, o que resulta em uma energia livre do sistema ligeiramente mais elevada do que a encontrada para um sistema em equilíbrio. Estas condições fazem com que a nucleação seja dificultada e conseqüentemente o endurecimento acontece lentamente à temperatura constante. Além disso, a pequena quantidade de soluto presente em solução resulta em uma

pequena quantidade de precipitado e conseqüentemente a dureza máxima que pode ser obtida é pequena (REED-HILL, 2009).

Por outro lado, uma maior concentração de soluto possibilita a obtenção de uma dureza máxima maior a uma mesma temperatura de envelhecimento. Neste caso a condição de maior dureza é alcançada em tempos mais curtos, devido às taxas de nucleação e de crescimento serem mais elevadas. A taxa de nucleação apresenta um valor mais elevado devido a maior diferença da energia livre entre a solução supersaturada e a em estado de equilíbrio, por outro lado as taxas de crescimento são aumentadas em conseqüência ao maior número de soluto disponível formar os precipitados (REED-HILL, 2009; CHIAVERINI, 1977).

#### 2.4.3.1 ENVELHECIMENTO NATURAL

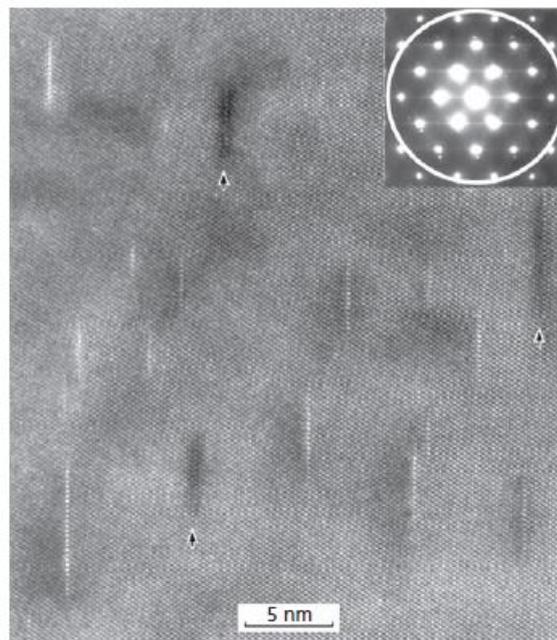
Os membros de mais alta liga da família 6xxx, as ligas da família 7xxx contendo cobre, e todas as ligas da família 2xxx, comumente são solubilizadas e resfriadas bruscamente. Para algumas destas ligas, em especial as da série 2xxx, o tratamento de envelhecimento natural, realizado a temperatura ambiente, resulta em um ganho significativo em suas propriedades mecânicas, tais como, elevada resistência à tração, alta tenacidade à fratura e boa resistência à fadiga (ASM HANDBOOK, 1992).

Em contraste com as ligas da família 2xxx, que após o tratamento térmico T4, atingem relativa estabilidade em um período de poucos dias, as ligas da série 6xxx e de forma mais acentuada as da classe 7xxx, apresentam uma menor estabilidade a temperatura ambiente e continuam exibindo alterações consideráveis de suas propriedades mecânicas durante vários anos. Devido a grande instabilidade apresentada pelas ligas da série 7xxx envelhecidas naturalmente, estas recebem em sua identificação o sufixo W, seguido do tempo de envelhecimento empregado (ASM HANDBOOK, 1992).

Quanto ao mecanismo no qual ocorre o endurecimento das ligas envelhecidas naturalmente, segundo Reed-Hill (2009), o elevado número de átomos em solução sólida retidos pelo arrefecimento rápido originam a formação de zonas chamadas de *Guinier-Preston*, ou zonas GP, tais zonas são formadas através do agrupamento localizado de átomos para a formação do soluto (ASM HANDBOOK, 1992; REED-HILL, 2009).

O formato apresentado pelas zonas GP está relacionado com a distorção gerada pelos átomos do soluto a rede cristalina. No caso das ligas de alumínio cobre, por exemplo, esta distorção é elevada devido à diferença de cerca de 12% no tamanho do átomo de alumínio em relação ao de cobre, como consequência as zonas GP tendem a se formar como placas muito finas para minimizar o seu volume e a energia de deformação da rede (REED-HILL, 2009).

O comprimento das zonas GP para uma liga de alumínio-cobre pode ser maior que 10 nm (100Å), porém sua espessura é de apenas alguns décimos de nanômetro, sendo então na ordem de algumas camadas de átomos de cobre. Para a observação de tais zonas é necessário à utilização de um microscópio eletrônico de alta resolução (REED-HILL, 2009). A Figura 9 mostra uma micrografia eletrônica de uma liga Al-Cu registrada no plano  $\langle 110 \rangle$ , onde 18 zonas GP podem ser observadas, sendo 15 delas representadas com um contraste brilhante e as outras contraste escuro.



**Figura 9 - Zonas GP na liga Al-Cu 1,54%.  
Fonte: Reed-Hill (2009).**

Durante o envelhecimento natural das ligas de alumínio, todo o aumento obtido na dureza está relacionado a formação das zonas GP, não ocorrendo a formação de outras fases a temperaturas inferiores a 100 °C.

As características de envelhecimento como, tempo inicial para mudança das propriedades mecânicas e a taxa com que essas mudanças ocorreram pode variar conforme a

liga estudada (DIETER, 1961), porém segundo Asm Handbook (1992) os efeitos do envelhecimento são sempre amenizados com o decréscimo da temperatura de envelhecimento.

Sendo assim, em algumas ligas de alumínio o envelhecimento pode ser retardado através de sua refrigeração a uma temperatura igual ou inferior à  $-18^{\circ}\text{C}$  (ASM HANDBOOK, 1992).

#### 2.4.3.2 ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL

Os procedimentos utilizados na execução do tratamento térmico de envelhecimento artificial podem ser explicados com o auxílio da Figura 2, onde é realizado o aquecimento da solução sólida  $\alpha$  supersaturada até uma temperatura  $T_2$ , localizada dentro da região bifásica  $\alpha+\beta$ , na qual a velocidade de difusão torna-se apreciável, e conseqüentemente partículas da fase  $\beta$  finamente dispersas começam a se formar como precipitados. Por fim, o tratamento é concluído após um período de tempo de permanência a temperatura  $T_2$ , e em seguida é realizado o resfriamento da liga até a temperatura ambiente (CALLISTER, 2012).

Com relação ao mecanismo no qual os precipitados são formados, segundo Reed-Hill (2009), podem existir algumas etapas de formação de precipitados intermediários que devem ocorrer para que se atinja a fase de precipitado em equilíbrio. A seqüência de precipitação para uma liga do sistema Al-Cu pode ser observada na Figura 10.

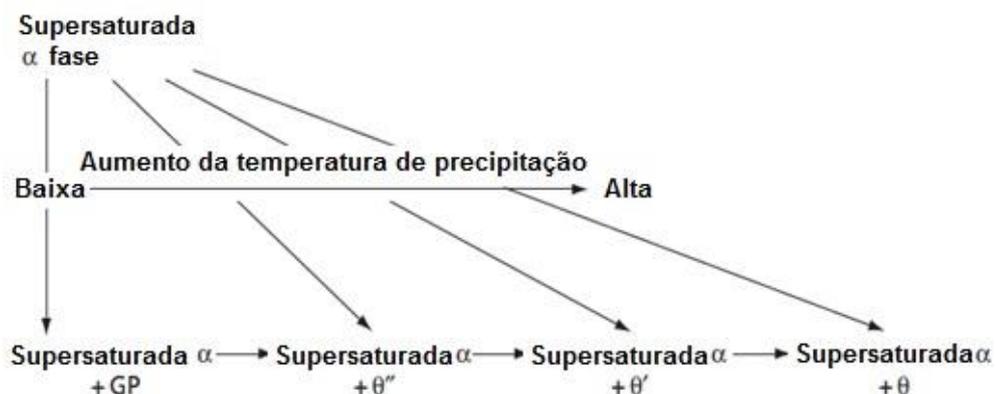


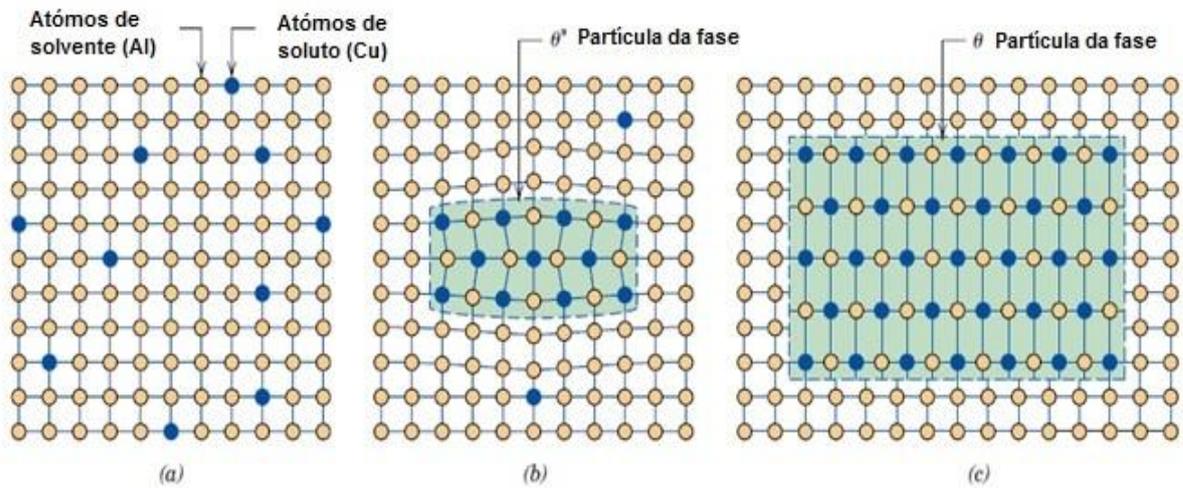
Figura 10 - Sequência de precipitados formados nas ligas de Al-Cu.  
Fonte: Reed-Hill (2009).

Os precipitados coerentes (sem contornos de grão) obtidos em um sistema de endurecimento por precipitação, como descrito anteriormente, são conseguidos após a conclusão de certas etapas. Por exemplo, no caso do sistema Al-Cu após o resfriamento rápido, realizado a partir da temperatura de solubilização, ocorre à formação de regiões de segregação de soluto, ou zonas GP, conforme descrito para o envelhecimento natural (DIETER, 1961; CHIAVERINI, 1977; CALLISTER, 2012; REED-HILL, 2009).

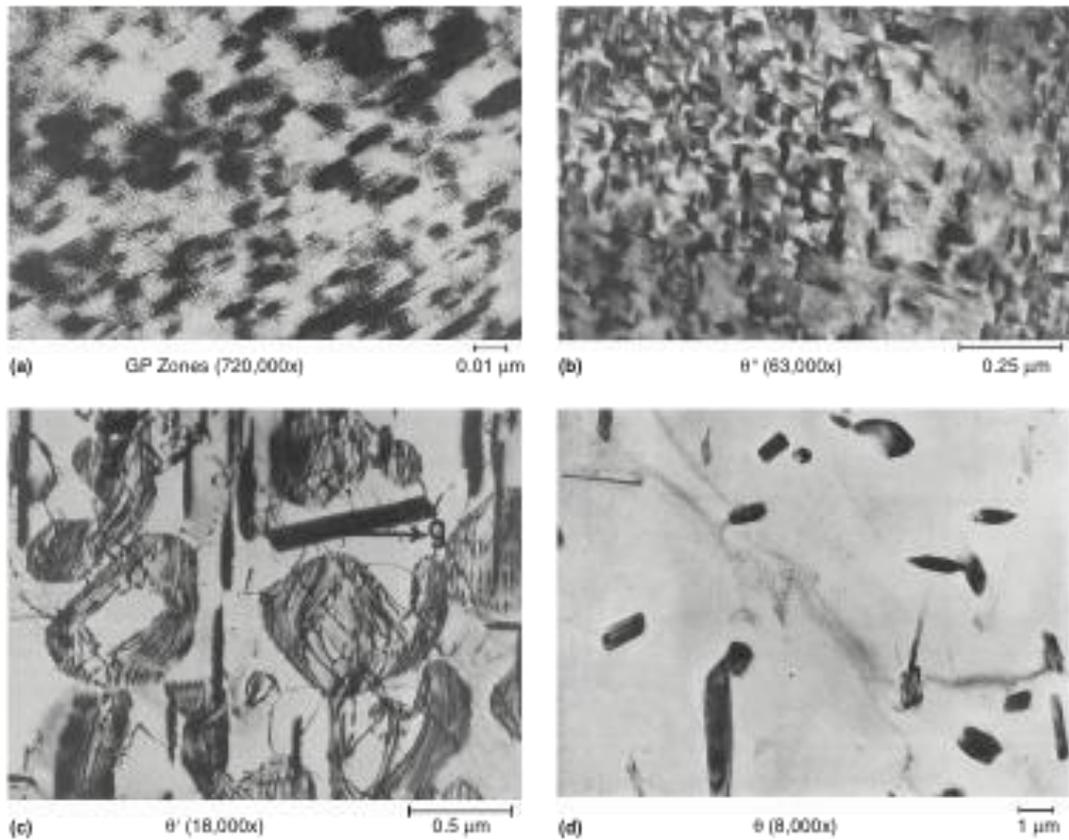
Tais agrupamentos podem causar deformação elástica localizada da rede cristalina, fazendo com que ocorra um aumento na dureza das regiões GP. Após o envelhecimento a ordenação de grandes grupos de átomos do soluto nos planos {100} da matriz faz com que ocorra um ganho na dureza da liga, a essa região é dado o nome de GP  $\theta''$ . Em seguida placas do precipitado de  $\text{CuAl}_2$ , ou  $\theta'$ , coerentes a matriz são formadas no plano {100}. Tais precipitados ocasionam um aumento no campo de deformação da matriz, provocando consequentemente um aumento da dureza (DIETER, 1961; CALLISTER, 2012; REED-HILL, 2009).

Ao se prosseguir com o envelhecimento ocorre a formação da fase estável  $\text{CuAl}_2$ , ou  $\theta$ , a partir da transformação da fase  $\theta'$ . As partículas  $\theta$  formadas não apresentam mais coerência com a matriz devido à formação de contornos de grão em torno da nova fase, o que resulta em uma queda na dureza da liga. Ainda com o prosseguimento do envelhecimento, ocorre o crescimento das partículas e consequentemente uma redução ainda maior na dureza (DIETER, 1961; CHIAVERINI, 1977; CALLISTER, 2012; REED-HILL, 2009).

A Figura 11 mostra uma representação esquemática da rede cristalina durante algumas etapas da formação da fase  $\theta$ , onde é possível observar a deformação na rede causada pela formação das fases  $\theta''$ . A Figura 12 apresenta micrografias dessas fases intermediárias.



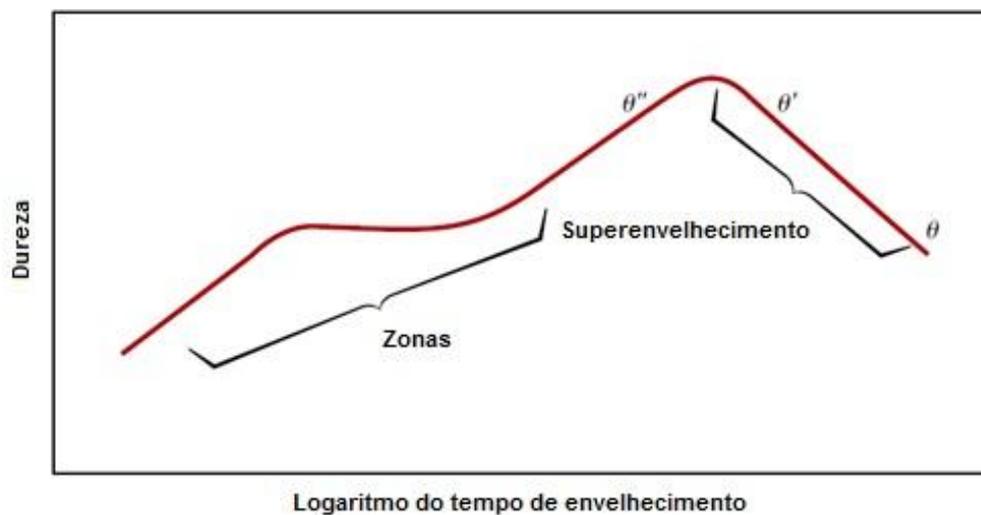
**Figura 11 - Representação esquemática de alguns estágios da precipitação da liga Al-Cu. (a) Solução sólida supersaturada. (b) fase intermediária de precipitação  $\theta'$ . (c) fase de equilíbrio  $\theta$ . Fonte: Callyster (2012).**



**Figura 12 - Micrografia de eletrônica de transmissão de alguns estágios da precipitação da liga Al-Cu. (a)zonas GP. (b) fase intermediária de precipitação  $\theta'$ ; (c) fase intermediária de precipitação  $\theta'$ , (d) fase de equilíbrio  $\theta$ . Fonte: Campbell, (2008).**

Segundo Dieter (1961), embora outras ligas de alumínio possam não apresentar as mesmas fases durante o envelhecimento, é comum a apresentação de estágios de formação de precipitados coerentes, os quais posteriormente ao atingirem um tamanho crítico perdem a coerência com a matriz.

A Figura 13 ilustra a relação existente no comportamento das ligas com relação à resistência mecânica em função do tempo de envelhecimento ou tamanho das partículas (CALLISTER, 2012).

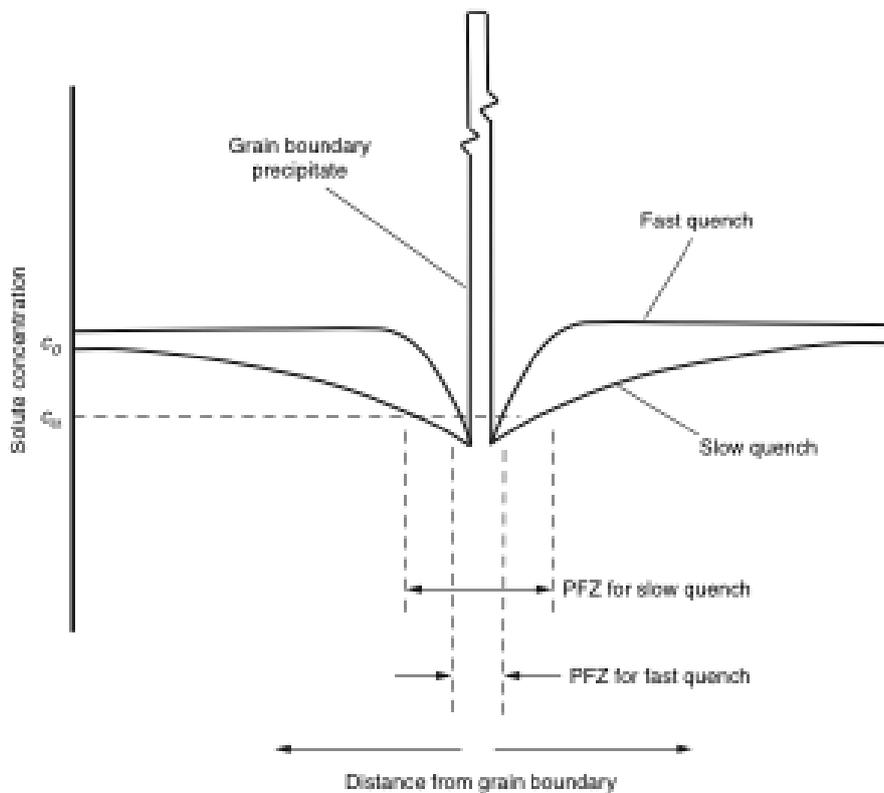


**Figura 13 - Variação da tensão de escoamento com o tempo de envelhecimento.**  
Fonte: Callister (2012).

Para atingir as propriedades desejadas tais como mecânicas, elétricas ou de resistência a corrosão, deve-se escolher cuidadosamente a temperatura e o tempo utilizados para na realização do tratamento de precipitação, pois os ciclos escolhidos irão influenciar diretamente no conjunto de propriedades apresentados pela liga após o tratamento (PIESKE, 1988).

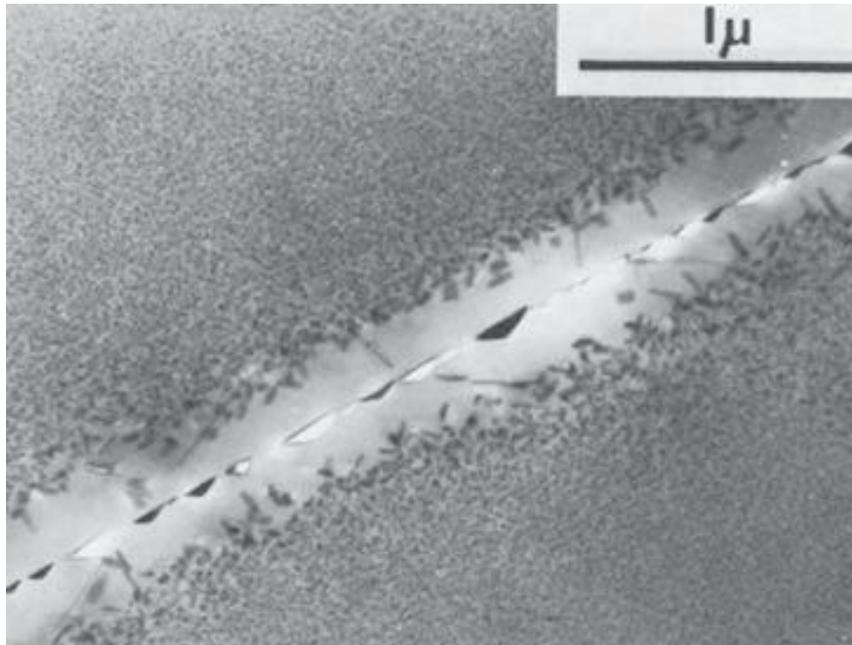
## 2.5 SENSIBILIDADE AO "QUENCH"

A sensibilidade ao *quench* se refere a influência da taxa de resfriamento durante a etapa de solubilização nas ligas de alumínio. Baixas taxas de resfriamento facilitam a precipitação de fases de equilíbrio ainda durante a operação de solubilização, diminuindo assim a supersaturação dos elementos solubilizados e das vacâncias que são a força motora para a precipitação homogênea que promove a alta resistência do material. Altas taxas de resfriamento são a melhor maneira para mitigar este efeito, conforme Figura 14, mas promovem tensões residuais e distorção na peça tratada. As operações de usinagem posterior ao tratamento de envelhecimento promove um alívio parcial da tensão acumulada mas causa deformações que diminuem a precisão dimensional da peça fabricada. Assim, as altas taxas de resfriamento devem ser minimizadas o máximo possível mas preservando o desempenho do material (CAMPBELL, 2008).



**Figura 14 - PFZ como função da velocidade de resfriamento.**  
**Fonte: Campbell, (2008).**

Regiões como contorno de grão e precipitados incoerentes (*dispersoids* e inclusões) são sítios preferenciais para a precipitação de fases heterogeneamente e aumentam a sensibilidade ao *quench* da liga formando as zonas sem precipitados ("*precipitation free zones*" ou PFZ). As PFZs diminuem as propriedades mecânicas da liga, principalmente a tenacidade a fratura, favorecendo a fratura intergranular em detrimento da transgranular e aumenta a suscetibilidade da liga a corrosão galvânica intergranular devido à diferença de composição química. Esse efeito é mais pronunciado em ligas de alta resistência. A Figura 15 mostra uma região de PFZs no contorno de grão de uma liga da série 7000, Al-Zn-Mg (CAMPBELL, 2008).



**Figura 15 - PFZ no contorno de grão de uma liga da série 7000 (Al-Zn-Mg).  
Fonte: Campbell, (2008).**

Os vários fatores influenciam a formação de PFZs serão discutidos brevemente a seguir.

### 2.5.1 Tipos de *dispersoids*

*Dispersoids* com Zr ( $Al_3Zr$ ) são coerentes com a matriz e são os que menos favorecem a formação das PFZs uma vez que nucleação em interfaces coerentes são desfavoráveis. Ligas com Mn e Cr são mais suscetíveis a formação de FPZs, efeito que aumenta dependendo da composição da liga. De maneira geral quanto maior a quantidade de elementos de liga maior a ocorrência de PFZs (CAMPBELL, 2008).

### 2.5.2 Influência no Tratamento de precipitação

O efeito do método de precipitação só é relevante quando a liga for solubilizada com baixas taxas de resfriamento (diminuindo a supersaturação) e nessas condições recomenda-se um tratamento inicial de precipitação a baixa temperatura, que promove alta taxa de nucleação (homogênea, devido ao maior  $\Delta G$ ) mas baixo crescimento devido à baixa difusividade, seguido de um tratamento a temperatura maior para promover o crescimento dos núcleos formados no primeiro tratamento. Dessa maneira os efeitos da solubilização com baixa velocidade de resfriamento são minimizados (CAMPBELL, 2008).

### 2.5.3 Sensibilidade ao *quench* em ligas comerciais

Ligas Al-Cu: as ligas da série 2xxx não apresentam sensibilidade ao *quench* quando resfriadas em velocidades acima de  $22^\circ C/s$ . Entre  $22^\circ C/s$  e  $1,6^\circ C/s$  a liga 2618 sofre considerável diminuição na tensão de escoamento. Já a liga 2014 sofre muito pouca influência.

Ligas Al-Si-Mg: ligas com maiores teores de Mn e Cr são as mais afetadas. Os *dispersoids* de Mn são eficientes na nucleação heterogênea de  $Mg_2Si$  durante os resfriamentos feitos com baixa velocidade. Tratamentos para homogeneizar o lingote que promove uma diminuição do número de partículas de Mn (e conseqüente aumento de seu tamanho médio) diminuem o efeito detrimental do Mn.

Ligas Al-Zn-Mg: a liga 7075 é umas das mais sensíveis ao efeito de sensibilidade ao *quench*, a adição de Cu e elementos formadores de *dispersoids* aumentam esse efeito. O tipo de tratamento térmico também tem influência, sendo que a têmpera T6 (maior resistência mecânica) apresenta maior sensibilidade que a T73 (super-envelhecida) (CAMPBELL, 2008).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAIS

No presente trabalho foram utilizadas amostras das ligas 6061 e 7075, adquiridas na forma de barras circulares de diâmetro de 5/8". A composição química segundo o fornecedor se encontra expressas nas Tabela 7 e Tabela 8.

**Tabela 7 – Composição química da liga 6061 (% peso).**

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,40-0,80	0,70	0,15-0,40	0,15	0,80-1,20	0,04-0,35	0,25	0,15

**Fonte: Asm Handbook (1992).**

**Tabela 8 – Composição química da liga 7075 (% peso).**

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,40	0,50	1,20-2,00	0,30	2,10-2,90	0,18-0,28	5,10-6,10	0,20

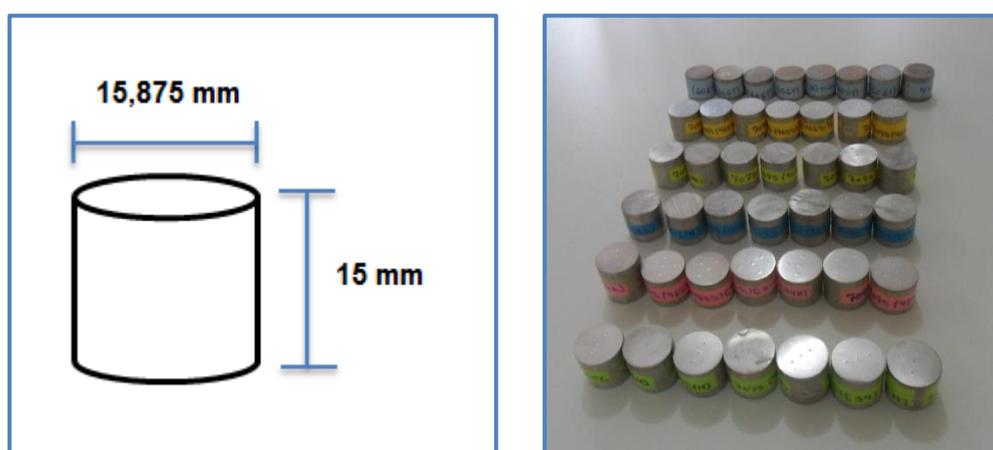
**Fonte: Asm Handbook (1992).**

#### 3.2 MÉTODOS

##### 3.2.1 Preparação das amostras

As amostras foram obtidas através do corte das barras, utilizando-se o disco de corte como ferramenta, a fim de se minimizar os efeitos do cisalhamento na estrutura do material. Foram confeccionadas 8 amostras da liga 6061 e 35 amostras da liga 7075 para a realização do levantamento das curvas de dureza. Após o corte, as amostras foram lixadas nas lixas de granulometria de 600 e 1200 sucessivamente, com o objetivo de se eliminar imperfeições e camadas de óxidos na superfície do material.

As dimensões das amostras utilizadas para o levantamento das curvas de envelhecimento podem ser observadas através da Figura 16.



**Figura 16 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de dureza.**  
Fonte: Autor (2015).

### 3.2.2 Tratamentos térmicos

Após a preparação das amostras foram realizados os tratamentos térmicos nas mesmas, onde o forno foi estabilizado previamente a temperatura pretendida, e só então as amostras foram introduzidas, sendo o tempo de tratamento aferido a partir do fechamento do forno. Os tratamentos térmicos de solubilização foram realizados na Universidade Tecnológica Federal do Paraná campus Londrina, no Departamento de Engenharia de Materiais (DAEMA), em forno elétrico, com controle digital, modelo 1712, fabricado pela empresa Jung, com potência de 3 kW, sem atmosfera controlada e com temperatura máxima de 1200°C. Os tratamentos de envelhecimento foram realizados no laboratório de nanotecnologia da Universidade Tecnológica Federal do Paraná campus de Londrina,

utilizando-se um forno elétrico da marca Philco com potência de 1300 W, com um termopar posicionado próximo as amostras para aferir a temperatura, como pode ser observado na Figura 17.



**Figura 17 - Forno utilizado para o envelhecimento das amostras.**  
**Fonte: Autor (2015).**

### 3.2.2.1 Levantamento da curva de envelhecimento da liga 6061

A fim de se estudar a cinética de endurecimento da liga 6061, foi realizado o tratamento térmico T6 nas 8 amostras da liga com diferentes tempos de envelhecimento conforme descrito na Tabela 9. O tempo de solubilização foi estipulado com base na espessura do corpo de prova, conforme recomenda o ASM HANDBOOK (1992).

**Tabela 9 - Temperaturas e tempos para realização do tratamento térmico T6 na liga 6061.**

Amostra	Solubilização		Envelhecimento	
	Tempo/Temperatura	Temperatura	Tempo	
<b>6061</b>	530°C / 90 min	160°C	30min, 1h, 4h, 8h, 12h, 18h, 20h, 24h	

**Fonte: Autor (2015).**

Após a solubilização das amostras realizou-se o resfriamento em água a temperatura ambiente. Após o *quench*, as amostras foram preservadas em *freezer*, pois neste estado os efeitos da precipitação são desprezíveis por semanas. Na sequência as 8 amostras da liga 6061 foram levadas para o forno e mantidas a uma temperatura de 160°C. A cada intervalo de tempo descrito na Tabela 9 uma amostra foi retirada do forno, resfriada em água até a temperatura ambiente e submetida a ensaios de dureza.

### 3.2.2.2 Efeito do tratamento térmico de solubilização na liga Al 7075

Com a finalidade de se realizar o estudo da influência da temperatura de solubilização no tratamento térmico T6, foram levantadas curvas de endurecimento para amostras da liga 7075, realizando-se o tratamento de solubilização em três diferentes temperaturas, onde utilizou-se 7 amostras para cada temperatura. Em seguida realizou-se o tratamento de envelhecimento artificial utilizando os mesmos parâmetros para todas as amostras, para que seja possível observar a influência da temperatura de solubilização através da comparação entre as curvas levantadas. Os procedimentos utilizados para a realização da solubilização e dos envelhecimentos foram similares aos descritos para liga 6061, diferindo-se apenas nas temperaturas e nos tempos os quais estão apresentados na Tabela 10.

**Tabela 10 - Temperaturas e tempos para o tratamento T6 com variação na temperatura de solubilização para liga 7075.**

Amostra	Solubilização	Envelhecimento	
	Temperatura/Tempo	Temperatura	Tempo
7075	465°C/90 min	120°C	1h, 4h, 8h, 12h, 24h, 34h, 51h
7075	475°C/90 min	120°C	1h, 4h, 8h, 12h, 24h, 34h, 51h
7075	485°C/90 min	120°C	1h, 4h, 8h, 12h, 24h, 34h, 51h

**Fonte: Autor (2015).**

### 3.2.2.3 Efeito do tratamento de envelhecimento na liga Al 7075

Após análise e seleção da temperatura de solubilização que apresentou o resultado de dureza mais elevado, foi realizado o tratamento de solubilização a temperatura de 465°C durante 90 minutos em 14 amostras da liga 7075. Em seguida as amostras foram divididas em dois grupos, os quais foram submetidos ao envelhecimento em temperaturas diferentes, visando agora o estudo da influência da temperatura de envelhecimento na curva de endurecimento. Os parâmetros que foram utilizados para o envelhecimento dos corpos de prova nesta etapa do trabalho estão apresentados na Tabela 11.

**Tabela 11 - Temperaturas e tempos para o tratamento T6 com variação na temperatura de envelhecimento para liga 7075.**

Amostra	Solubilização	Envelhecimento	
	Temperatura/Tempo	Temperatura	Tempo
7075	465°C	90°C	1h, 4h, 8h, 12h, 24h, 34h, 51h
7075	465°C	180°C	1h, 4h, 8h, 12h, 24h, 34h, 51h

**Fonte: Autor (2015).**

### 3.2.3 Ensaio mecânicos

#### 3.2.3.1 Ensaio de dureza

De forma a avaliar os efeitos dos tratamentos térmicos nas propriedades das ligas estudadas, foram realizados ensaios mecânicos de macrodureza *Rockwell B* nas amostras após cada etapa do tratamento térmico. Para cada amostra foram realizadas quatro indentações, a fim de se calcular o desvio padrão das medidas aferidas.

Os ensaios foram realizados com base na norma da ASTM E23-01 - *Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials*. A carga utilizada foi de 980,7 N por 5 segundos, com uma esfera de 1,588 mm de diâmetro. O durômetro utilizado é da marca Insize modelo ISH-RSR150.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 EFEITOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

#### 4.1.1 Levantamento da curva de envelhecimento da liga Al 6061

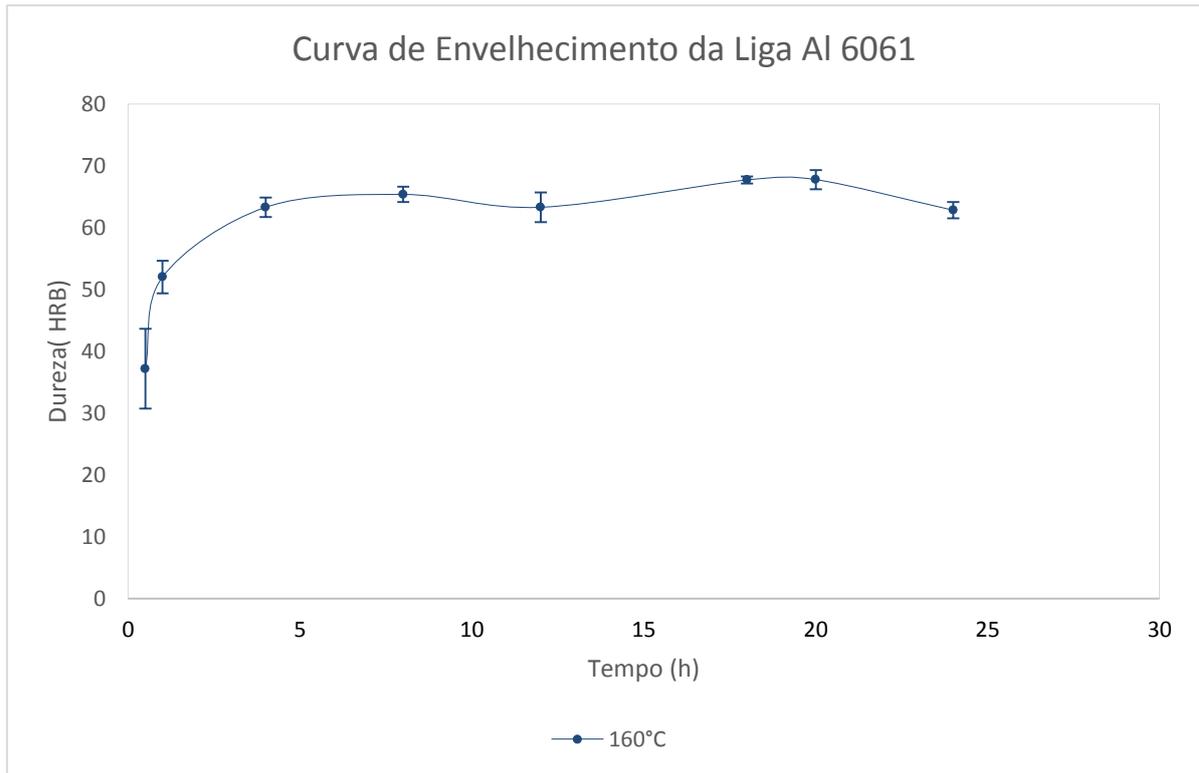
Para a realização do levantamento da curva de envelhecimento da liga 6061, foram realizados os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento segundo os dados apresentados na Tabela 9. O estudo da cinética de envelhecimento da liga foi realizado através de medidas de dureza *Rockell B*, logo após o término de envelhecimento, em diferentes tempos, as quais estão apresentadas na Tabela 12.

**Tabela 12 - Medidas de dureza para as amostras da liga 6061**

Pontos	Dureza (RHB)	Desvio Padrão
50 min	37,175	6,447932
1 h	52,025	2,637391
4 h	63,3	1,593738
8 h	65,375	1,236595
12 h	63,3	2,415229
18 h	67,725	0,556028
20 h	67,775	1,556438
24 h	62,825	1,314978

**Fonte: Autor (2015).**

A Figura 18 apresenta a curva de envelhecimento obtida para a liga 6061.



**Figura 18 - Curva de envelhecimento da liga 6061.**  
**Fonte: Autor (2015).**

A curva de envelhecimento obtida para liga 6061 apresenta um comportamento típico para ligas de alumínio, onde com o início do tratamento de precipitação ocorre um aumento na dureza da liga, que pode ser associado a formação das zonas *Guiner-Preston*. As zonas *Guiner-Preston*, coerentes com a matriz, produzem uma deformação na rede cristalina, resultando em um ganho na dureza ou tensão de escoamento da liga, devido ao maior impedimento causado ao movimento das discordâncias (DIETER, 1961).

Com o prosseguimento do tratamento é possível observar que o valor da dureza aumenta até atingir o seu pico após 18 horas de tratamento, com um valor de 67,7 HRB. Segundo Mackenzie (2003) o valor máximo de dureza para liga 6061 pode ser associada a formação da fase metaestável  $\beta''$  a qual é formada a partir das zonas GP e apresenta coerência com a matriz. Com o prosseguimento do tratamento ocorre a transformação da fase  $\beta''$  em  $\beta'$ , a qual é semicoerente com a matriz não contribuindo de forma significativa para o ganho de resistência.

Após o período de 24 horas de tratamento é possível observar o superenvelhecimento da liga através de uma queda no valor da dureza, esta queda pode ser relacionada a formação

da fase estável  $\beta$ , a qual não apresenta coerência com a matriz devido a formação de contornos de grão entorno da nova fase e do crescimento da mesma.

Segundo a Asm Handbook (1992) o valor de dureza esperado para a liga 6061 solubilizada a temperatura de 530°C e envelhecida a 160° por um período de 18 horas é de 50,9 RHB.

#### 4.1.2 Efeito do tratamento térmico de solubilização na liga Al 7075

Com a finalidade de se avaliar a influência da temperatura de solubilização sobre as propriedades mecânicas da liga 7075, foram realizados tratamentos de solubilização em três diferentes temperaturas sendo estas 465°, 475° e 485°C durante 90 minutos conforme descrito anteriormente.

Após a etapa de solubilização as amostras foram submetidas ao tratamento de envelhecimento a temperatura de 120°C em diversos tempos. Para avaliação das propriedades mecânicas das amostras foram realizados ensaios de dureza do tipo *rockwell B* cujo os resultados estão apresentados nas Tabelas 13, 14 e 15.

**Tabela 13 - Medidas de dureza para as amostras solubilizadas a 465°C.**

Pontos	Dureza (RHB)	Desvio Padrão
1 h	83,42	4,39725293
4 h	85,22	1,857193223
8 h	90,20	0,62182527
12 h	91,72	0,689806736
24 h	91,27	0,607590871
34 h	91,57	0,49244289
51 h	90,72	0,567890835

**Fonte: Autor (2015).**

**Tabela 14 - Medidas de dureza para as amostras solubilizadas a 475°C.**

Pontos	Dureza (RHB)	Desvio Padrão
1 h	80,86	0,56862407
4 h	82,53	2,914332399
8 h	89,36	0,850490055
12 h	89,56	0,665832812
24 h	91,96	0,513160144
34 h	90,10	1,345362405
51 h	91,10	0,556776436

**Fonte: Autor (2015).**

**Tabela 15 - Medidas de dureza para as amostras solubilizadas a 485°C.**

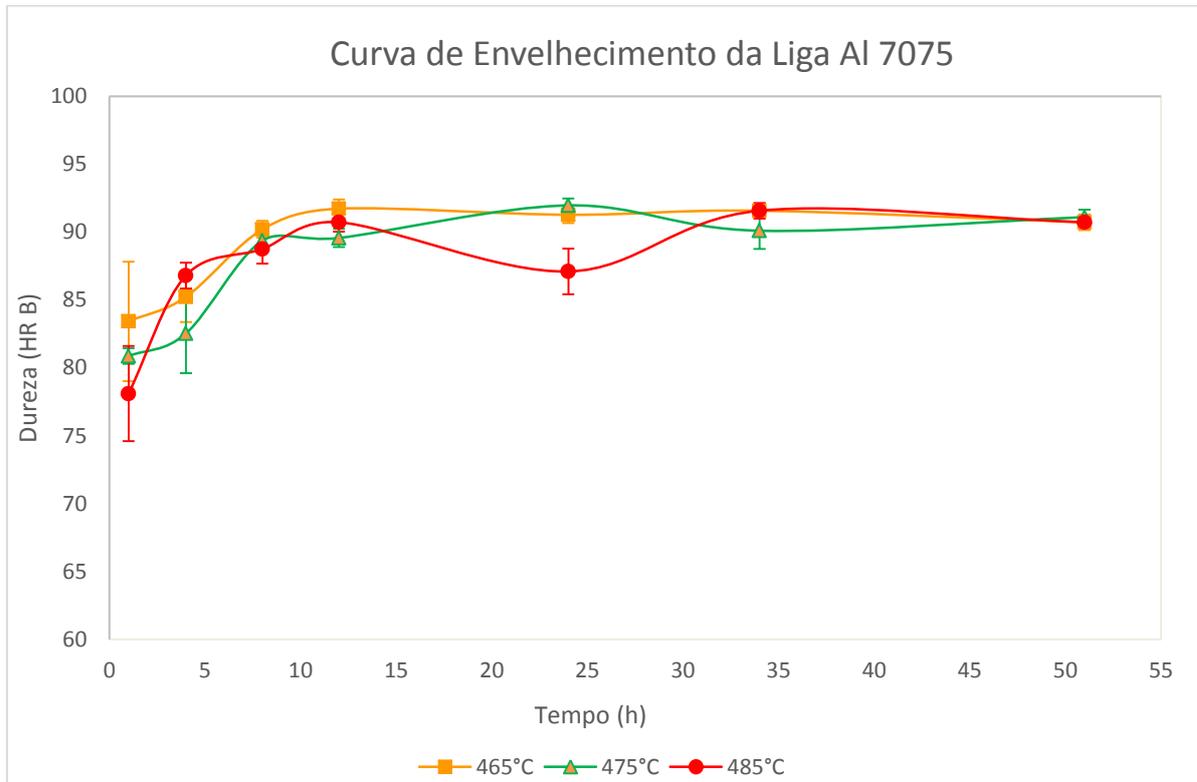
Pontos	Dureza (RHB)	Desvio Padrão
1 h	78,10	3,498571137
4 h	86,80	0,952190457
8 h	88,75	1,066145706
12 h	90,72	0,694622199
24 h	87,10	1,679285562
34 h	91,57	0,573730483
51 h	90,72	0,170782513

**Fonte: Autor (2015).**

Ao se observar as curvas de envelhecimento (Figura 19) para as três diferentes temperaturas de solubilização, podemos verificar que todas apresentam um comportamento similar, ocorrendo um ganho em suas durezas com o aumento do tempo de tratamento de envelhecimento.

Para as amostras solubilizadas a temperatura de 465°C, o pico da dureza foi alcançado após um período de 12 horas de tratamento se mantendo estável até o tempo de 51 horas não sendo possível verificar o superenvelhecimento da liga, sendo o valor máximo obtido de 91,72 HRB.

As amostras solubilizadas a 475° e 485°, apresentaram comportamento similares aos descritos anteriormente tendo seus picos de dureza no valor de 91,96 e 91,57 HRB respectivamente nos tempos de 24 e 34 horas.



**Figura 19 - Curvas de envelhecimento em diferentes temperaturas de solubilização.**  
**Fonte: Autor (2015).**

Ao se analisar os valores de dureza obtidos é possível se observar que a variação da temperatura de solubilização utilizada não foi suficiente para causar grandes alterações na curva de dureza. A similaridade das curvas obtidas para diferentes temperaturas de solubilização pode ser associada a dissociação de uma mesma quantidade de fases intermetálicas, as quais são responsáveis pela formação dos precipitados finos após a etapa de envelhecimento.

Devido a pequena variação apresentada entre os valores máximos de dureza obtidos através das curvas mostradas na Figura 19, a temperatura selecionada para a solubilização das amostras utilizadas na etapa seguinte foi a de 465°C. A escolha da temperatura de solubilização foi baseada em alguns fatores tais como no menor tempo apresentado para se atingir o valor máximo de dureza durante o envelhecimento, além da economia energética proporcionada pela utilização de uma temperatura mais baixa durante a etapa solubilização da peça.

#### 4.1.3 Efeito do tratamento de envelhecimento na liga Al 7075

Com a finalidade de se estudar a influência da temperatura utilizada durante o tratamento térmico de envelhecimento, foram realizados envelhecimentos em três diferentes grupos de amostras a temperaturas diferentes. As temperaturas utilizadas durante o tratamento de envelhecimento foram de 90°, 120° e 180°C por diferentes tempos. Todas as amostras foram previamente submetidas a solubilização a temperatura de 465°C durante 90 minutos, por ser este os parâmetros que permitiram se obter os melhores resultados conforme discutido anteriormente. As medidas de dureza aferidas estão apresentadas nas tabelas 16, 17 e 18.

**Tabela 16 - Medidas de dureza para as amostras envelhecidas a 90°C.**

Pontos	Dureza (RHB)	Desvio Padrão
1 h	78,63	1,616580754
4 h	82,76	1,159022577
8 h	84,40	0,264575131
12 h	82,16	2,119748413
24 h	86,96	1,985782801
34 h	86,36	3,189566324
51 h	90,20	0,888819442

**Fonte: Autor (2015).**

**Tabela 17 - Medidas de dureza para as amostras envelhecidas a 120°C.**

Pontos	Dureza (RHB)	Desvio Padrão
1 h	83,42	4,39725293
4 h	85,22	1,857193223
8 h	90,20	0,62182527
12 h	91,72	0,689806736
24 h	91,27	0,607590871
34 h	91,57	0,49244289
51 h	90,72	0,567890835

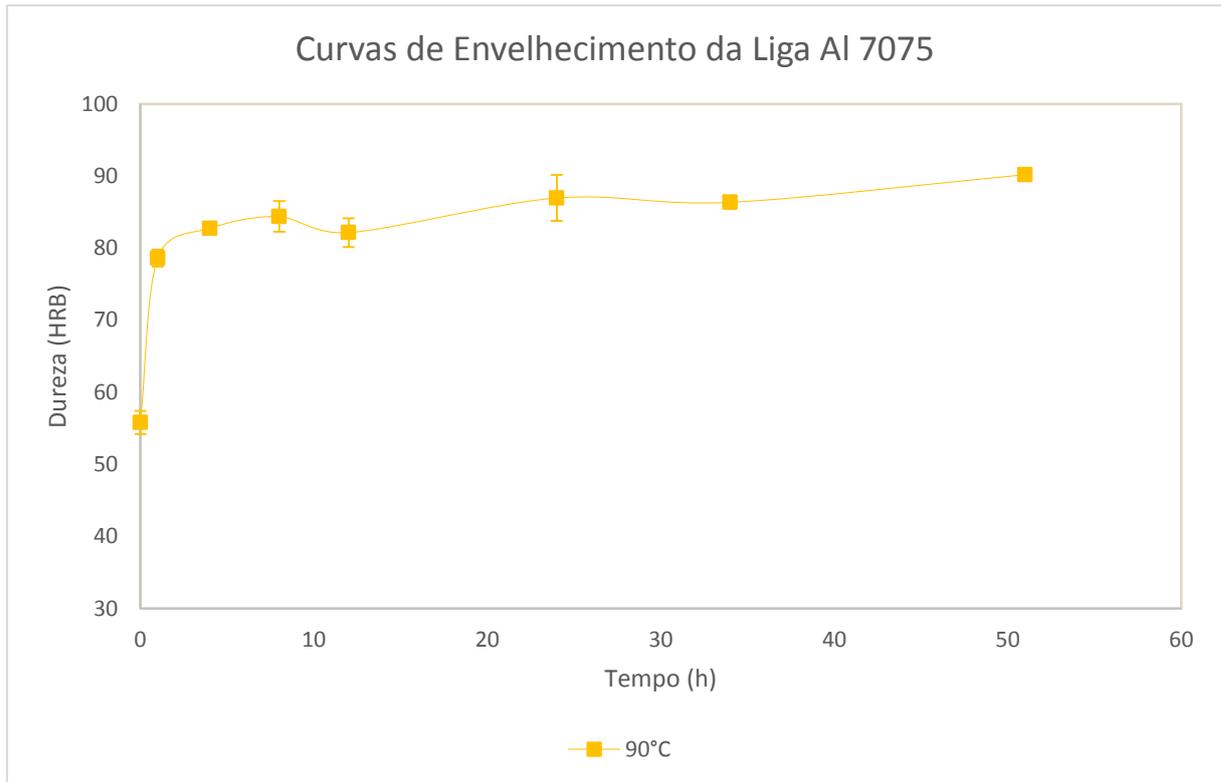
**Fonte: Autor (2015).**

**Tabela 18 - Medidas de dureza para as amostras envelhecidas a 180°C**

Pontos	Dureza (RHB)	Desvio Padrão
1 h	83,46	1,285820101
4 h	80,06	2,010804151
8 h	75,06	0,896288644
12 h	74,03	1,171893055
24 h	66,73	1,379613472
34 h	55,56	1,677299417
51 h	53,46	1,46401275

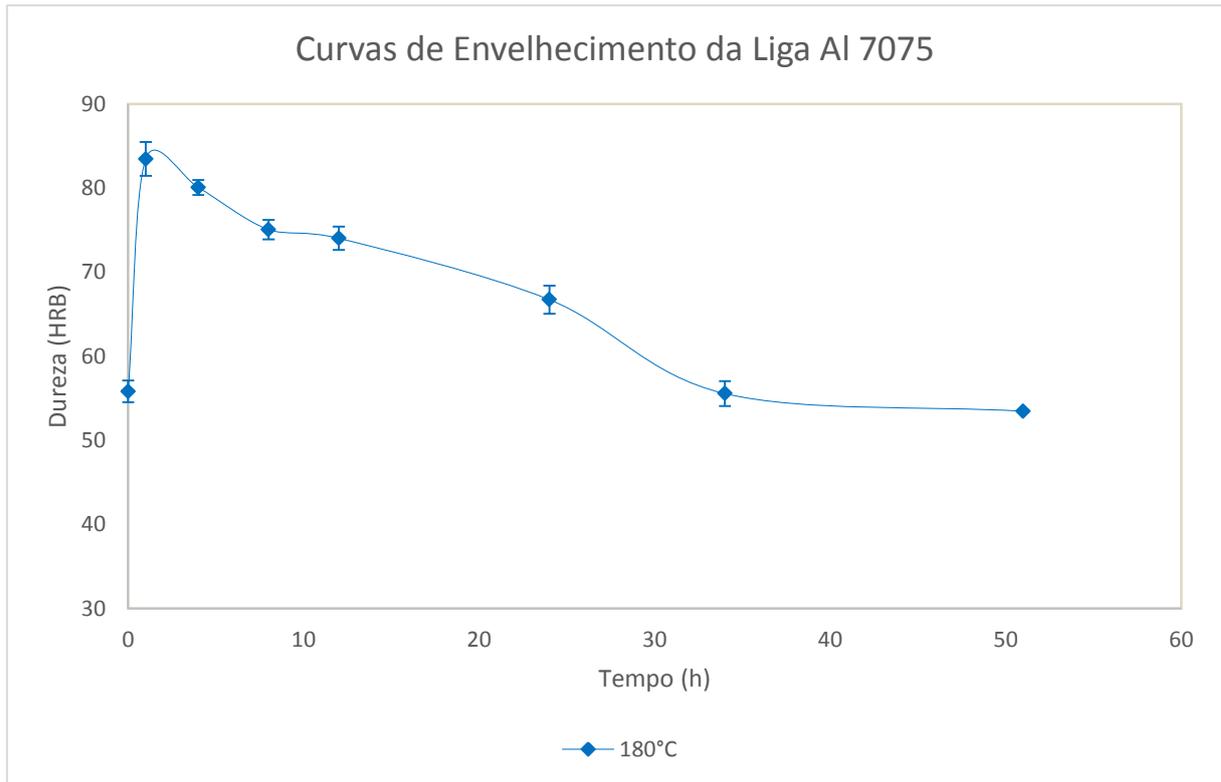
**Fonte: Autor (2015).**

As amostras tratadas a temperatura de 90°C apresentaram um aumento lento na dureza com o avançar do tempo de tratamento, este comportamento ocorre pois a temperaturas mais baixas a taxa de difusão é menor fazendo com que o processo de precipitação ocorra de forma mais vagarosa. A utilização de uma baixa temperatura durante o envelhecimento, apesar de tornar o processo de precipitação vagaroso, resulta em um grande aumento no valor da dureza da liga. Isso ocorre pois a temperaturas mais baixas a liga se encontra em um alto grau de saturação, nesta situação a nucleação é favorecida em toda a matriz, resultando na formação de precipitados finamente distribuídos. O ponto de dureza máximo apresentado nestas condições de tratamento foi de 90,20 HRB após 51 horas de tratamento. A curva de envelhecimento para a temperatura de 90° esta apresentada na Figura 20.



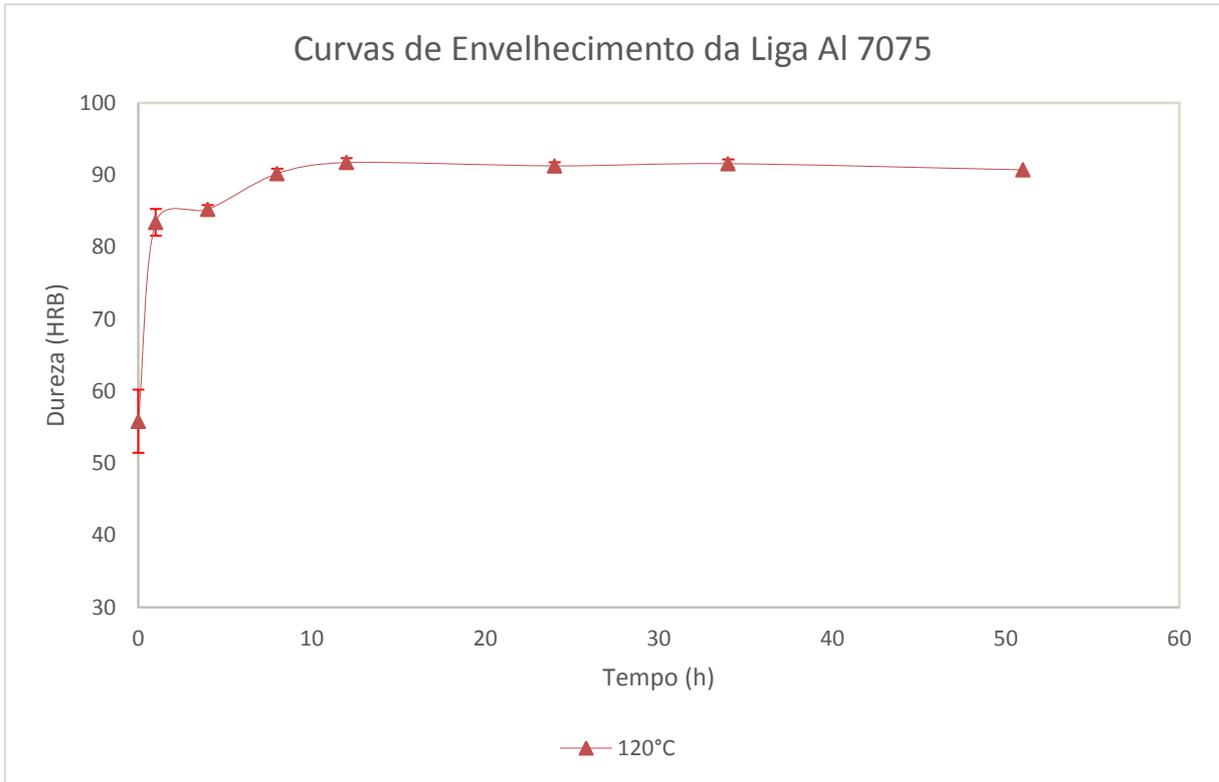
**Figura 20 - Curva de envelhecimento para temperatura de 90°C.**

No envelhecimento realizado a temperatura de 180° C é possível se observar que a dureza máxima atingida é alcançada após o período de 1 hora de tratamento, com o valor de 83,46 HRB. Após este período de tempo as amostras sofrem superenvelhecimento. Devido à alta temperatura estas amostras são as que apresentam o pico de dureza em um menor intervalo de tempo, resultado da alta taxa de difusão, porém também são as que apresentam os menores valores de dureza. Os baixos valores de dureza observados nas amostras tratadas nesta temperatura podem ser relacionados ao supreenvelhecimento e ao crescimento demasiado das partículas de precipitados. Outro fator que contribui para os baixos valores de dureza obtidos a esta temperatura é o fato de que a temperaturas mais elevadas a liga se encontra em um menor grau de saturação. Esta menor saturação da liga resulta em uma menor energia livre do sistema ( $\Delta G$ ), o que faz com que a precipitação ocorra em locais de maior energia, como nos contornos de grão, ou seja a precipitação ocorre de forma mais localizada, gerando precipitados grosseiros. A Figura 21 apresenta a curva de envelhecimento levantada para a temperatura de 180°C.



**Figura 21 - Curva de envelhecimento para temperatura de 180°C.**

O envelhecimento a temperatura de 120°C foi o que apresentou os melhores resultados, tendo o seu pico de dureza de 91,72 HRB após um intervalo de tempo razoável de apenas 12 horas. A maior eficiência apresentada no envelhecimento a 120°C pode ser associada a combinação de taxas de difusão e de nucleação moderadas existentes a esta temperatura. O valor de dureza obtido foi superior ao esperado, segundo a Asm Handbook (1992), a dureza esperada para a liga 7075 envelhecida a temperatura de 120°C durante 24 horas é de 78,90 HRB. A curva de envelhecimento a temperatura de 120°C esta apresentada na Figura 22.



**Figura 22 - Curva de envelhecimento para temperatura de 120°C.**

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos através do levantamento da curva de envelhecimento para a liga 6061, pode-se concluir que o envelhecimento desta liga a temperatura de 160°C resulta em valores de dureza dentro do descrito pela literatura. Sendo o valor máximo de dureza obtido de 67,7 HRB, após o período de 18 horas de tratamento. Segundo Asm Handbook o valor de dureza esperado após 18 horas de envelhecimento a temperatura de 160°C é de 50,9 RHB. Com isso conclui-se que o tratamento realizado se mostrou eficaz.

Com relação ao estudo da influência da temperatura de solubilização sobre a curva de envelhecimento da liga 7075, pode-se inferir que as temperaturas de solubilização utilizadas no presente trabalho foram suficientes para que ocorresse a total solubilização das fases intermetálicas presentes na liga. Com isso não foi possível verificar grandes diferenças no formato das curvas de envelhecimento levantadas. Contudo é possível concluir que a temperatura de solubilização, dentre as estudadas, que apresenta maior eficiência durante o tratamento é a de 465°C, pois apesar de apresentar o valor máximo de dureza semelhante ao observados para as demais temperaturas, ela apresenta como vantagem um menor custo energético ao tratamento, por esta ser a menor temperatura se comparada as demais estudadas.

No estudo da influência da temperatura de envelhecimento sobre a curva de dureza realizada para liga 7075 foram utilizadas as temperaturas de 90°, 120° e 180°C para realização do envelhecimento.

O envelhecimento a temperatura de 90°C ocorreu de forma vagarosa, sendo o valor máximo de dureza alcançado de 90,20 HRB após 51 horas de tratamento. O vagaroso tempo de precipitação a esta temperatura pode ser associado as baixa taxa de difusão apresentada em baixas temperaturas. Contudo a utilização de uma temperatura menor durante o envelhecimento, possibilita que a liga esteja em um maior grau de saturação, o que torna possível a nucleação de precipitados por toda a matriz resultando no auto valor de dureza observado.

Para o envelhecimento realizado a temperatura de 180°C o pico de dureza obtido foi de apenas 83,46 HRB após 1 hora de tratamento. O baixo valor de dureza atingido a esta temperatura está relacionado com o superenvelhecimento da liga em conjunto com o resultado

de uma menor saturação experimentada pela liga devido a utilização de uma temperatura mais elevada.

Já o envelhecimento realizado a temperatura de 120°C foi o que apresentou os melhores resultados em comparação aos demais. O valor máximo de dureza conseguido foi de 91,72 HRB após 12 horas de tratamento. Pode-se aferir que a maior eficiência apresentada no envelhecimento a 120°C está associada a combinação entre a taxas de difusão e de nucleação existente a esta temperatura.

Contudo conclui-se que todos os tratamentos realizados mesmo os que utilizaram a temperatura de 90° e 180°, mostraram-se eficazes, pois todos apresentaram valores de dureza superiores ao encontrado na literatura, que segundo o Asm Handbook (1992) é de 78,90 HRB para liga 7075.

## REFERÊNCIAS

ASM HANDBOOK, **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. Volume 2. ASM International (American Society for Metals). USA- Ohio, Materials Park, 1992.

ASM HANDBOOK, **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. Volume 4. ASM International (American Society for Metals). USA- Ohio, Materials Park, 1992.

ALCAN. Alumínio do Brasil S/A, **Manual de Soldagem**. Utinga, 2xxx. Disponível em: <<http://baruke.com.br/img/catalogo/1340243896.pdf>>. Acesso em: 04 de Outubro 2015.

BARBOSA, L. M, **Influência da Taxa de Aquecimento no Tratamento Térmico de Solubilização da Liga Al 7075**. Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação da Universidade Federal de Itajubá. Itajuba, 2014.

CALLISTER Jr.,Willian T. **Materials Science and Engineering na Introduction**. 8ª Edição, 2008.

CALLISTER Jr.,Willian T. – **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução** – LTC. 7ª Edição, Ed. Guanabara, 2012.

CAMPBELL, F. C, **Elements of Metallurgy and Engineering Alloys**, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2008

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento**. 2ª edição. ed. São Paulo: McGraw-Hill Ltda., v. II, 1977.

DIETER, G. E. – **Engineering Design: Materials and Prossessing Approach**, 2a edição, McGraw Hill Books, New Jersey – 1961.

ESPÓSITO, I. M, **Caracterização e Cinética de Recristalização da Liga de Alumínio 6063 Após Tratamentos Termomecânicos**. Dissertação apresentada ao Instituto de pesquisa energéticas e nucleares- Ipen. São Paulo, 2006.

FERARRI, R. B, **Caracterização de Ligas Metálicas a Base de Alumínio- Magnésio Obtida por método convencional Após Tratamentos Termomecânicos Visando Estruturas Microcristalinas.** Dissertação apresentada ao Instituto de pesquisa energéticas e nucleares- Ipen. São Paulo, 2008.

LIMA, N. A. G, **Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe).** Dissertação apresentada a universidade do porto. Portugal. Porto, 2012.  
LMDM, CETEC – MG. Disponível em <[www.cienciadosmateriais.org](http://www.cienciadosmateriais.org)>. Acesso em: 20 out. 2012.

LOURENÇO, J. C, **Determinação e Quantificação dos Fatores que Geram Defeitos Superficiais em Ligas de Alumínio Durante um Processo de Produção de Peças Aeronáuticas.** Lorena, 2014.

MACKENZIE, D. S, TOTTEN, G. E, **Handbook of Aluminum – Physical Metallurgy And Processes.** Volume 1, New York, 2003.

MARTINS, M. M. M, **Estudo do Comportamento das Ligas de Alumínio 6061 e 6082.** Dissertação apresentada à Universidade de Aveiro. Portugal. Aveiro, 2008.

OLIVEIRA, G. R. G, **Tratamento térmico de uma liga Al-Si-Mg-Mn.** Dissertação apresentada ao programa de mestrado integrado em engenharia metalúrgica e de materiais. Portugal. Porto, 2012.

PIESKE, A. et al. **Fundições de Ligas Não-Ferrosas.** In: CURSO ABM, 1988, São Paulo. Tratamentos Térmicos de Peças Fundidas, São Paulo: ABM, 1988.

POLMEAR, I.J, **Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals.** Butterworth-Heinemann. 4th ed., 1996.

REED-HILL, R. E, ABBASCHIAN, R, ABBASCHIAN, L, **Physical Metallurgy Principles, Fourth Edition,** Cengage Learning, ISBN-13: 978-0-495-08254-5, ISBN-10: 0-495-08254-6, 2009.

ROSSI, D. M, **Influência da Composição Química e dos Parâmetros de Processo Sobre a Resistência à Corrosão em Peças Fundidas Usando as Ligas de Alumínio 356 E A356.** Dissertação de mestrado apresentada ao programa de pós-graduação em ciência e engenharia de materiais da UDESC. Joinville, 2004.

TIRYAKIOGLU, M, **Quench Sensitivity of Aluminum Alloys**. Quenching and Distortion Control Technology Conference, Western Kentucky University. Bowling Green, USA, 1999. Disponível em: <[https://www.researchgate.net/profile/Murat\\_Tiryakioglu/publication/259851071\\_Quench\\_Sensitivity\\_of\\_Aluminum\\_Alloys/links/00b4952e26dd6e5e2f000000.pdf](https://www.researchgate.net/profile/Murat_Tiryakioglu/publication/259851071_Quench_Sensitivity_of_Aluminum_Alloys/links/00b4952e26dd6e5e2f000000.pdf)>. Acesso em 09/05/2016

