

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO  
CENTRO TECNOLÓGICO  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROJETO DE GRADUAÇÃO**

**EFEITO DA TEMPERATURA DE SOLUBILIZAÇÃO NO  
ENVELHECIMENTO DA LIGA DE ALUMÍNIO 6061**

**HENRIQUE PEDRINI DE SOUZA**

**VITÓRIA – ES  
Julho/2006**

**HENRIQUE PEDRINI DE SOUZA**

**EFEITO DA TEMPERATURA DE SOLUBILIZAÇÃO NO  
ENVELHECIMENTO DA LIGA DE ALUMÍNIO 6061**

Parte manuscrita do Projeto de Graduação  
do aluno Henrique Pedrini de Souza,  
apresentado ao Departamento de  
Engenharia Mecânica do Centro  
Tecnológico da Universidade Federal do  
Espírito Santo, para obtenção do grau de  
Engenheiro Mecânico.

**VITÓRIA – ES  
Julho/2006**

**HENRIQUE PEDRINI DE SOUZA**

**EFEITO DA TEMPERATURA DE SOLUBILIZAÇÃO NO  
ENVELHECIMENTO DA LIGA DE ALUMÍNIO 6061**

**COMISSÃO EXAMINADORA:**

---

**Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de  
Macêdo  
Orientador**

---

**Prof. Dr. Cherlio Scandian  
Examinador**

---

**Prof. MsC Temístocles de Sousa Luz  
Examinador**

**Vitória - ES, 20 de Julho de 2006**

## **DEDICATÓRIA**

A minha família.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a Deus, ao meu pai, José Roberto, a minha mãe, Conceição, a minha avó, Dívia, ao meu avô Osvaldo (em memória), ao meu irmão Fernando e a minha irmã Roberta, pelo amor, compreensão e suporte aos estudos.

Agradeço a minha namorada, Morgana e aos meus amigos e irmãos de apartamento, Felipe e Leonardo, que me apoiaram e me suportaram nesta jornada.

Agradeço ao meu amigo Carlos Alberto Zampieri, por ter colaborado para a realização deste trabalho.

Agradeço ao meu amigo Jeanderson, pelos estudos.

Agradeço ao meu professor orientador Marcelo pela dedicação e orientação.

Agradeço aos professores Cherlio, Temístocles e Flávio José, pelo aprendizado.

## **LISTA DE FIGURAS**

Figura 1 – Diagrama de fases hipotético - temperatura versus composição [3].....	15
Figura 2 – Tratamentos térmicos de solubilização, têmpera e precipitação [3] .....	17
Figura 3 – Curva de envelhecimento [3] .....	18
Figura 4 – Seqüência de precipitação desenvolvida no envelhecimento de uma liga Al-Mg-Si.....	21
Figura 5 – TEM de uma amostra envelhecida a 175°C por 1000 min. A fase $\beta''$ aparece em forma de agulha [8].....	21
Figura 6 – Evidência de fase $\beta''$ em forma de agulha em (a). Em (b) e (c) tem-se uma mistura de $\beta'$ grosseira com $\beta''$ . Em (d), fase grosseira $\beta'$ com a presença de uma partícula dispersóide [9].....	22
Figura 7 – Micrografia da liga no estado original. Reagente: Keller. Aumento: 200x	27
Figura 8 – Micrografia de amostra solubilizada a 520°C e envelhecida a 180°C durante 4 horas. Reagente: Keller. Aumento: 200x.....	28
Figura 9 – Micrografia de amostra solubilizada a 520°C e envelhecida a 180°C durante 16 horas. Reagente: Keller. Aumento: 200x.....	28
Figura 10 – Micrografia de amostra solubilizada a 520°C e envelhecida a 350°C durante 16 horas. Reagente: Keller. Aumento: 200x.....	29
Figura 11 – Gráfico do envelhecimento natural da liga 6061 após 300 dias .....	31
Figura 12 – Curva de envelhecimento a 180°C .....	32
Figura 13 – Curva de envelhecimento a 350°C .....	32

## **LISTA DE TABELAS**

Tabela 1 – Principais propriedades do alumínio [2] .....	9
Tabela 2 – Designações das ligas de alumínio trabalhadas [2, 4] .....	10
Tabela 3 – Designações das ligas de alumínio fundidas [2, 4] .....	11
Tabela 4 – Designação de Têmpera [2, 4] .....	12
Tabela 5 – Composição típica de uma liga de alumínio 6061 [5] .....	23
Tabela 6 – Primeira etapa de tratamentos térmicos .....	24
Tabela 7 – Segunda etapa de tratamentos térmicos .....	25
Tabela 8 – Resultados da primeira etapa de tratamentos térmicos .....	34
Tabela 9 – Resultados da segunda etapa dos tratamentos térmicos .....	35

## SUMÁRIO

<b>DEDICATÓRIA.....</b>	<b>I</b>
<b>AGRADECIMENTOS .....</b>	<b>II</b>
<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>III</b>
<b>LISTA DE TABELAS .....</b>	<b>IV</b>
<b>SUMÁRIO .....</b>	<b>V</b>
<b>RESUMO .....</b>	<b>VI</b>
<b>1      INTRODUÇÃO .....</b>	<b>7</b>
<b>2      REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>9</b>
2.1 O Alumínio e suas Ligas.....	9
2.2 Designação da Série de uma Liga de Al .....	10
2.3 Designação do Tratamento Mecânico e Térmico de uma Liga de Al .....	11
2.4 Características gerais das liga 6061 .....	12
2.5 Mecanismos de aumento de resistência do alumínio.....	13
2.6 O tratamento térmico de solubilização .....	14
2.7 Têmpera – velocidade do resfriamento.....	16
2.8 O Tratamento térmico de precipitação.....	16
2.9 O Mecanismo de endurecimento por precipitação .....	18
2.10 Endurecimento por precipitação nas ligas Al-Mg-Si.....	19
<b>3      MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>23</b>
<b>4      RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>27</b>
<b>5      CONCLUSÕES .....</b>	<b>33</b>
<b>ANEXO .....</b>	<b>34</b>
<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>36</b>

## RESUMO

O Alumínio e suas ligas constituem um dos materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atrativos para uma vasta série de aplicações. Sua aplicação como metal estrutural só é menor que a dos aços. As ligas de Al-Mg-Si, em particular, possuem a vantagem de ter suas propriedades mecânicas melhoradas pelo tratamento térmico de precipitação ou envelhecimento, aliada à facilidade de extrusão. Isto faz destas um material extremamente difundido nas aplicações onde se requer baixo peso e boas propriedades de resistência mecânica.

Este estudo consiste em analisar o resultado da utilização de duas temperaturas de solubilização em diferentes tratamentos de envelhecimento de uma liga de alumínio 6061. Amostras são solubilizadas nas temperaturas de 520 e 540°C, temperadas em água e submetidas ao tratamento de envelhecimento. Três tipos de envelhecimentos são analisados: envelhecimento natural em um tempo aproximado de 300 dias, envelhecimento artificial a 180°C e envelhecimento artificial a 350°C. Para os dois últimos são traçadas curvas experimentais de envelhecimento, representadas pela dureza do material em função do tempo de envelhecimento.

## 1 INTRODUÇÃO

O alumínio, um dos elementos mais abundantes na crosta terrestre, é o metal mais jovem usado em escala industrial. Mesmo utilizado milênios antes de Cristo, o alumínio começou a ser produzido comercialmente há cerca de 150 anos. Sua produção atual supera a soma de todos os outros metais não ferrosos. Esses dados já mostram a importância do alumínio para a nossa sociedade. Antes de ser descoberto como metal isolado, o alumínio acompanhou a evolução das civilizações. Sua cronologia mostra que, mesmo nas civilizações mais antigas, o metal dava um tom de modernidade e sofisticação aos mais diferentes artefatos. O grande aumento no consumo de alumínio é a prova do que este metal significa na indústria moderna. É o mais importante dos metais não ferrosos e está entre os mais consumidos anualmente. A variedade de aplicações do alumínio está relacionada com suas características físico-químicas, com destaque para seu baixo peso específico comparado com outros metais de grande consumo, resistência à corrosão, alta condutibilidade elétrica e térmica e excelente resistência mecânica, conseguida por adição de elementos de liga e tratamentos mecânicos e térmicos apropriados. Essas propriedades são as matérias-primas da indústria para diversificar seus produtos e criar soluções para outros mercados, como o setor automotivo, de construção civil e a indústria aeronáutica [1].

Em laboratórios acadêmicos, cada vez mais a indústria do alumínio e seus próprios usuários têm desenvolvido novas pesquisas, técnicas de fabricação, de soldagem e de acabamento, o que tem levado a um conhecimento maior de técnicas de engenharia deste metal, fazendo com que seja considerado um material de fácil aplicação.

Este estudo, em particular, tem por objetivo verificar como a utilização de diferentes temperaturas de solubilização afeta a resistência mecânica de uma liga Al-Mg-Si, submetida posteriormente a tratamentos de envelhecimento natural e artificial. Convém neste ponto mencionar que, para as ligas de alumínio tratáveis termicamente, os tratamentos de solubilização e envelhecimento são os principais métodos para se alcançar uma elevada dureza e resistência mecânica destes materiais. Portanto, é de suma importância o entendimento dos mecanismos responsáveis pelo endurecimento

de uma liga, para que se consiga a máxima resistência que o material pode fornecer com o tratamento adequado.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A alta maleabilidade e ductilidade do alumínio permitem à indústria utilizá-lo de diversas formas. Suas propriedades mecânicas facilitam sua conformação e possibilitam a construção de formas adequadas aos mais variados projetos. Quando puro (99,5-99,996%), apresenta rede cristalina cúbica de face centrada [2]. A Tabela 1 resume as principais propriedades do alumínio.

Tabela 1 – Principais propriedades do alumínio [2]

Densidade [g.cm <sup>-3</sup> ]	2,7
Temperatura de fusão [°C]	660
Condutibilidade elétrica [10 <sup>4</sup> (Ω.cm) <sup>-1</sup> ]	35
Condutibilidade térmica a 0°C [cal.cm <sup>-1</sup> ]	0,57
Alongamento [%]	40
Resistência à tração [Kgf/mm <sup>2</sup> ]	5 a 9
Módulo de elasticidade [Kgf/mm <sup>2</sup> ]	7200
Limite de fadiga [Kgf/mm <sup>2</sup> ]	3,5

As baixas densidades das ligas de alumínio desempenham um papel importantíssimo na indústria de transportes, onde redução de peso significa economia de combustível. Uma característica importante desses materiais é a resistência específica, que é quantificada através da razão entre o limite de resistência à tração e a gravidade específica [3]. Embora uma liga desses materiais possa ter um limite de resistência à tração inferior ao de um metal mais denso (como o aço), com base no peso ela será capaz de suportar uma carga maior.

### 2.1 O Alumínio e suas Ligas

Aproximadamente todo alumínio usado comercialmente contém um ou mais elementos de liga para aumentar a sua resistência ou outras propriedades. Isso é possível porque o alumínio pode combinar-se com uma boa quantidade dos metais de

engenharia. No entanto devem-se conhecer muito bem as vantagens e limitações de cada elemento para que uma melhor seleção seja feita.

Cada elemento de liga possui uma função na liga, que se altera de acordo com a sua quantidade e a quantidade dos outros elementos adicionados. Os elementos podem conferir à liga a sua principal característica, como por exemplo, resistência mecânica, resistência à corrosão e boa fluidez, ou podem apresentar função acessória, como o controle da microestrutura [1].

## 2.2 Designação da Série de uma Liga de Al

Em geral, as ligas de alumínio são classificadas ou como fundidas ou como forjadas (trabalhadas) [2, 4]. As composições para ambos os tipos são designadas por um número com quatro dígitos, o qual indica quais os principais elementos de adição presentes. As Tabelas 2 e 3 mostram como as ligas de alumínio são designadas.

Tabela 2 – Designações das ligas de alumínio trabalhadas [2, 4]

<b>Designação da Série</b>	<b>Elemento de Adição</b>
1XXX	99% de Al (mínimo)
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos

Tabela 3 – Designações das ligas de alumínio fundidas [2, 4]

Designação da Série	Elemento de Adição
1XX.X	99% de Al (mínimo)
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício com cobre e/ou magnésio
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
6XX.X	Série não usada
7XX.X	Zinco
8XX.X	Estanho
9XX.X	Outros elementos

Para as ligas trabalhadas na série 1XXX a designação 10XX é utilizada para indicar composições não ligadas, os dois dígitos finais indicam o teor mínimo em % de alumínio. Por exemplo, a liga 1089 contém 99,89% de Al.

Nas séries de 2XXX a 9XXX o segundo dígito indica uma modificação na liga, os dois dígitos restantes indicam apenas diferentes ligas na série.

Quando as ligas são fundidas, o primeiro dígito indica a série da liga. Os dois números subseqüentes indicam para a série 1XXX a impureza específica da liga. Para as outras séries indica composições específicas. O dígito separado por um ponto indica se é fundido (zero) ou se é um lingote (um).

### 2.3 Designação do Tratamento Mecânico e Térmico de uma Liga de Al

Denomina-se de "F" as ligas que não sofreram tratamento térmico algum. As ligas que sofreram tratamento térmico de recozimento para eliminar o encruamento são designadas pela letra "O". O encruamento é indicado pela letra "H" em graduações diversas.

Para as ligas que podem ter a resistência aumentada por tratamento térmico, as letras "F" e "O" são empregadas com o mesmo significado que as ligas não tratáveis. A letra "T" indica que a liga foi temperada, sendo o algarismo subseqüente o indicador das operações de tratamento térmico (e possivelmente mecânico) que são

especificados para liga. A Tabela 4 mostra os vários estados ou têmperas das ligas tratadas termicamente:

Tabela 4 – Designação de Têmpera [2, 4]

Designação	Tratamento
T1	Esfriamento de uma temperatura elevada de conformação, seguido de envelhecimento natural.
T2	Esfriamento de uma temperatura elevada de conformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural.
T3	Solubilização, seguido por trabalho a frio e envelhecimento natural.
T4	Solubilização e envelhecimento natural.
T5	Resfriamento a partir de uma temperatura elevada de conformação, seguido de envelhecimento artificial.
T6	Solubilização, seguido de envelhecimento artificial.
T7	Solubilização, seguido de superenvelhecimento.
T8	Solubilização, seguido por trabalho a frio e envelhecimento artificial.
T9	Solubilização, seguido envelhecimento artificial e trabalho a frio.
T10	Trabalho a quente, trabalho a frio e envelhecimento artificial.

## 2.4 Características gerais das liga 6061

As ligas da série 6XXX apresentam duas características que justificam o seu uso mais freqüente quando comparadas às demais ligas de alumínio: a capacidade de endurecimento por precipitação (são tratáveis termicamente) aliada à facilidade de serem extrudadas. Estas ligas apresentam elevada ductilidade, que permite o seu uso em operações que acarretam elevados graus de deformação, como a extrusão. Por esse motivo, as ligas Al-Mg-Si representam a maior parte do volume de ligas de alumínio extrudadas [1].

Em particular, a liga 6061, objeto deste estudo, é uma das ligas da série 6XXX mais amplamente utilizadas, sendo um material versátil com resistência mecânica de valor médio a elevado. Apresenta boa resistência à corrosão, boa soldabilidade, valores reduzidos de resistência nas zonas de solda, média resistência à fadiga, boa trabalhabilidade a frio quando submetida ao tratamento T4. Os produtos desta liga estão disponíveis em formas de chapas, lâminas, barras, tubos, perfis extrudados e peças forjadas. Como exemplos de aplicação podem ser citados estruturas de lanchas, pontes, aplicações nas indústrias aeroespacial e automobilística, pilares, torres, rebites, trilho de ônibus, válvulas, conexões, entre outros [4, 5].

## 2.5 Mecanismos de aumento de resistência do alumínio

Em geral, quatro mecanismos são utilizados para endurecer o alumínio: redução do tamanho de grão, encruamento ou endurecimento por trabalho, endurecimento por solução sólida e endurecimento por precipitação [3, 4].

No mecanismo de redução do tamanho de grão, um material com granulação mais fina é mais duro e mais resistente do que um material com granulação grosseira, pois possui uma maior área total de contornos de grãos para dificultar o movimento das discordâncias.

O fenômeno de encruamento é explicado com base em interações entre campos de deformação de discordâncias. A densidade de discordâncias em um metal aumenta com a deformação ou com o encruamento, devido à multiplicação das discordâncias ou à formação de novas discordâncias. Consequentemente, a distância média de separação entre as discordâncias diminui. Na média, as interações de deformação discordâncias-discordâncias são repulsivas. O resultado líquido ou global é tal que o movimento de uma discordância é dificultado pela presença de outras discordâncias. À medida que a densidade de discordâncias aumenta, essa resistência ao movimento das discordâncias por outras discordâncias se torna mais pronunciada. Dessa forma, a tensão imposta, necessária para deformar um metal, aumenta com o aumento do trabalho a frio.

No endurecimento por solução sólida, as ligas tornam-se mais resistentes do que os metais puros porque os átomos de impureza que entram em solução sólida impõem geralmente deformações da rede cristalina sobre os átomos hospedeiros vizinhos. Interações do campo de deformação da rede cristalina entre as discordâncias e esses átomos de impureza resultam do processo e, consequentemente, o movimento das discordâncias é restringido [3, 4].

Para as ligas de alumínio tratáveis termicamente, o endurecimento por precipitação é um dos principais meios de alcançar a resistência máxima. A resistência e a dureza são melhoradas devido à formação de partículas extremamente pequenas e uniformemente dispersas de uma segunda fase no interior da matriz de alumínio. Este processo é chamado de envelhecimento por precipitação porque as pequenas partículas de segunda fase formadas são conhecidas como “precipitados”. Um outro nome dado a este processo é “envelhecimento por precipitação”, visto que a resistência se desenvolve ao longo do tempo.

O endurecimento por precipitação é obtido com a realização de dois tratamentos térmicos subseqüentes, que consistem de um tratamento térmico de solubilização e um tratamento térmico de precipitação. Duas características obrigatórias devem ser exibidas pelos diagramas de fases dos sistemas de liga para que ocorra o endurecimento por precipitação: deve haver uma solubilidade máxima apreciável de soluto no alumínio, da ordem de vários pontos percentuais, e deve haver um limite de solubilidade que diminua rapidamente em função de uma redução de temperatura.

## 2.6 O tratamento térmico de solubilização

O tratamento de solubilização é um tratamento térmico preliminar, que visa dissolver totalmente as fases microscópicas, simples ou intermediárias, pelo aquecimento ao campo monofásico inerente. Após a dissolução das fases, faz-se um resfriamento rápido (têmpera) para que o estado monofásico seja mantido à temperatura ambiente.

De uma maneira geral, o tratamento de solubilização pode ser mais bem explicado através de um diagrama de fases hipotético, mostrado na Figura 1. O diagrama consiste em um sistema binário A-B, onde A é o principal elemento e B é o elemento de adição. A solubilidade máxima corresponde à composição no ponto M, e a fronteira do limite de solubilidade entre os campos de fases  $\alpha$  e  $\alpha + \beta$  diminui desde a concentração nesse ponto até um teor muito baixo de B em A, no ponto N. Considerando uma liga com composição  $C_0$ , é necessário aquecer a liga até uma temperatura ( $T_0$ ) dentro do campo de fase  $\alpha$ , mantendo-a nesta temperatura durante o tempo suficiente para que toda a fase  $\beta$  esteja completamente dissolvida na fase  $\alpha$ . Em seguida, um resfriamento rápido até uma temperatura  $T_1$  resulta em uma solução sólida da fase  $\alpha$ , supersaturada com átomos do elemento B. Geralmente, a temperatura  $T_1$  é ambiente.

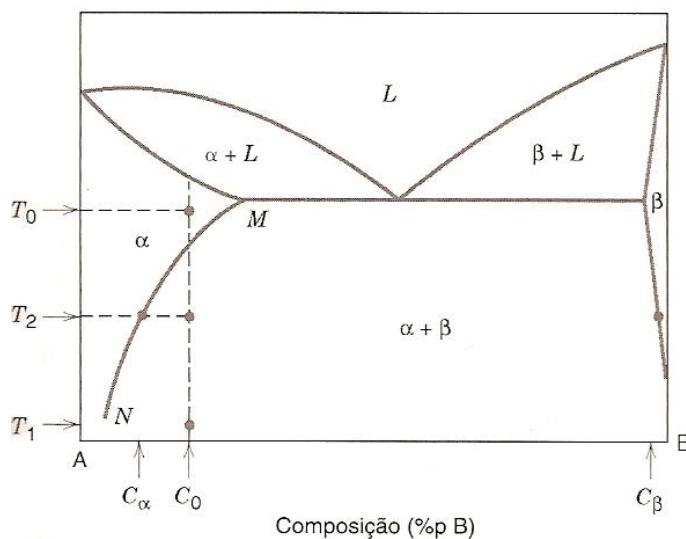


Figura 1 – Diagrama de fases hipotético - temperatura versus composição [3]

Após o resfriamento rápido, tem-se uma liga relativamente mole e fraca. Neste estágio existe uma situação de ausência de equilíbrio onde qualquer processo que acelere a difusão provocará o surgimento de frações da fase  $\beta$ . Para algumas ligas, a precipitação destas fases submicroscópicas ocorre espontaneamente à temperatura ambiente ao longo de períodos de tempos prolongados. Este fenômeno é conhecido

por “envelhecimento natural” e, quando se quer evitá-lo, o material deve ser armazenado sob condições refrigeradas [3].

Um ponto importante a ser ressaltado sobre o tratamento de solubilização é que a temperatura que leva uma liga a uma solução sólida homogênea situa-se em uma faixa muito restrita. Um aquecimento acima desta temperatura pode resultar em queima, fragilização ou verdadeira fusão. Por outro lado, uma baixa temperatura de solubilização pode permitir a completa separação de uma porção de segunda fase nos contornos de grão, evitando o alcance da máxima resistência [6].

## 2.7 Têmpera – velocidade do resfriamento

O objetivo da Têmpera é manter a solução sólida supersaturada de átomos do elemento B na fase  $\alpha$ .. Se a liga for resfriada lentamente, poderão ocorrer nucleação e crescimento da fase  $\beta$  em sítios heterogêneos, formando uma estrutura de equilíbrio  $\alpha$  +  $\beta$ . Um resfriamento rápido, portanto, reduz o tempo de difusão e efetivamente “congela” a fase  $\alpha$  em uma condição de não equilíbrio [4].

## 2.8 O Tratamento térmico de precipitação

O tratamento térmico de precipitação, realizado após o tratamento de solubilização, consiste em aquecer a solução sólida  $\alpha$  supersaturada até uma temperatura intermediária  $T_2$ , dentro da região bifásica, vistos na Figura 1. Nesta temperatura as taxas de difusão são tais que a fase  $\beta$  começa a se precipitar na forma de partículas submicroscópicas finamente dispersas com composição  $C_\beta$ . Este processo é conhecido como “envelhecimento artificial”. Após o tempo de envelhecimento apropriado à temperatura  $T_2$ , a liga é resfriada até a temperatura ambiente. A Figura 2 esquematiza os tratamentos térmicos de solubilização, têmpera e precipitação em um gráfico da temperatura em função do tempo. Nota-se que o resfriamento no tratamento de precipitação não é tão rápido quanto à têmpera após a solubilização.

A natureza das partículas submicroscópicas  $\beta$ , a resistência e a dureza dependem tanto da temperatura de precipitação  $T_2$  como do tempo de envelhecimento a essa temperatura. Um excesso no tempo de envelhecimento ou uma temperatura de

precipitação relativamente alta podem resultar em um superenvelhecimento, que reduz a resistência e a dureza da liga.

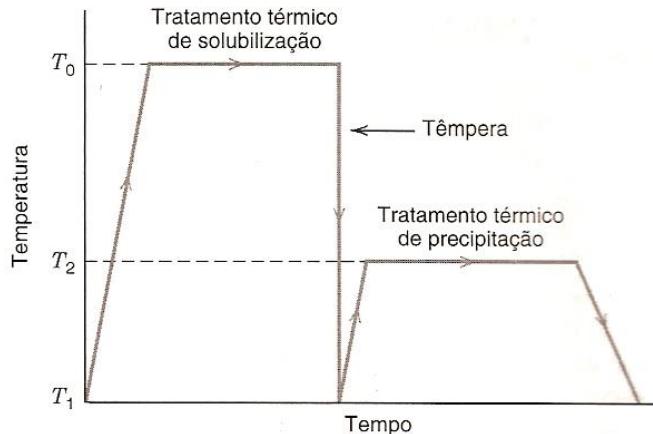


Figura 2 – Tratamentos térmicos de solubilização, témpera e precipitação [3]

Tratamentos de superenvelhecimento são apropriados para o estudo das fases precipitadas coalecidas, resultantes de um aquecimento superior à temperatura de precipitação “ideal” durante um longo tempo. A temperatura de envelhecimento elevada altera a cinética de precipitação, favorecendo o crescimento dos precipitados incoerentes maiores, proporcionando uma queda acentuada nas propriedades [4]. O estudo dos precipitados coalecidos é de interesse na análise dos processos de corrosão e de seus comportamentos anódico ou catódico em relação à matriz metálica [2].

A dependência dos precipitados em relação ao tempo e à temperatura, sob condições de um tratamento térmico isotérmico, leva a uma representação gráfica de curvas em formas de C. que são os diagramas de transformação isotérmica. No entanto, por questões de conveniência, os dados podem ser representados na forma de limite de escoamento ou dureza à temperatura ambiente como logaritmo do tempo de envelhecimento, à temperatura  $T_2$ . A Figura 3 apresenta um diagrama esquemático mostrando a resistência e a dureza como uma função do logaritmo do tempo de envelhecimento a uma temperatura constante durante o tratamento térmico de precipitação, para uma liga de Alumínio típica.

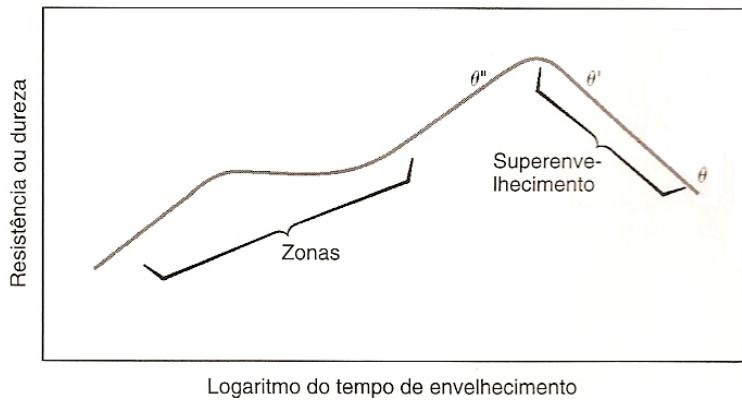


Figura 3 – Curva de envelhecimento [3]

## 2.9 O Mecanismo de endurecimento por precipitação

O aumento da resistência, resultante do tratamento térmico, depende da natureza dos precipitados formados. De um modo geral, pode-se dizer que um aumento da resistência é sinônimo de uma maior dificuldade de movimentação das discordâncias. Três mecanismos podem ser identificados: endurecimento por deformação de coerência, devido à resistência ao movimento de discordância provocada por um campo de deformação que circunda o precipitado; endurecimento químico, devido ao aumento do esforço necessário para a discordância cisalhar um precipitado coerente e endurecimento por dispersão, devido ao aumento do esforço necessário para a discordância curvar-se diante de um precipitado ou partícula incoerente [4]. No caso do precipitado incoerente, não existe continuidade entre os planos cristalinos da matriz e os planos cristalinos do precipitado, e as discordâncias em movimento terão que se curvar entre os precipitados; este mecanismo é denominado mecanismo de *Orowan*. No entanto, se o precipitado for coerente, as discordâncias poderão cortar ou cisalhar o precipitado; assim o aumento da resistência seria causado pelo aumento da área de interface provocado pelo cisalhamento da partícula, pela criação de um contorno de antifase dentro da partícula, por tensões de coerência e diferença de módulo de elasticidade entre a matriz e o precipitado [7].

Dentre os mecanismos de endurecimento mencionados, o mais efetivo é o endurecimento por precipitação coerente.

## 2.10 Endurecimento por precipitação nas ligas Al-Mg-Si

Nas ligas da série 6XXX o magnésio e o silício combinam-se para formar o composto intermetálico  $Mg_2Si$ , denominado  $\beta$ , que antes de atingir o equilíbrio no superenvelhecimento, é o responsável pelo endurecimento dessas ligas. A solubilidade da fase  $Mg_2Si$  na matriz rica em alumínio ( $\alpha$ ) aumenta com a elevação da temperatura. O tratamento de solubilização e envelhecimento artificial controlado permite a precipitação da segunda fase  $\beta$  a partir de uma solução sólida supersaturada. Isso favorece a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos, que acarretam um substancial aumento na dureza do material [1].

O aumento da dureza com o tempo e a temperatura de envelhecimento está relacionado com o crescimento das partículas de segunda fase, desde dimensões características das zonas de Guinier-Preston até partículas com menor grau de coerência. A queda de dureza, que ocorre para tratamentos térmicos em altas temperaturas e/ou longos tempos de envelhecimento, está relacionada com o crescimento excessivo dos precipitados, favorecendo o movimento das discordâncias quando de uma solicitação mecânica, o que possibilita o amolecimento da liga, e que caracteriza o superenvelhecimento.

Em temperaturas de envelhecimento da ordem de 200°C, a precipitação nestas ligas tem uma cinética relativamente rápida. O processo inicia-se através da formação de aglomerados de átomos de silício, uma vez que a solubilidade do silício no alumínio é menor do que a do magnésio. Esses aglomerados estão distribuídos homogeneamente através da matriz. As lacunas retidas com o resfriamento rápido favorecem o aumento da difusividade dos átomos de silício, acelerando o processo.

Aos poucos, os átomos de magnésio difundem-se para esses aglomerados de silício e ligando-se a estes formam as chamadas zonas de Guinier-Preston (GP). A formação das zonas GP a 200°C é rápida. Estas possuem formato aproximadamente esférico e à medida que crescem, transformam-se em precipitados com forma de agulhas, denominados  $\beta''$ . Ao contrário dos precipitados intermediários, as zonas GP não têm estrutura cristalina definida, caracterizando-se por desordem interna. Essas

zonas podem atuar como núcleos para a formação de precipitados intermediários. Outros tipos de heterogeneidades como discordâncias e contornos de grão, podem favorecer a nucleação de precipitados.

Após algum tempo de envelhecimento a 200°C formam-se os precipitados  $\beta''$ . O precipitado de transição desenvolve-se por um processo de ordenamento do espaçamento e do arranjo atômico nos aglomerados de átomos de magnésio e silício.

Prolongando-se o envelhecimento a 200°C surgem os precipitados  $\beta'$ , que se originam do crescimento e transformação dos precipitados  $\beta''$ . Esses dois precipitados são bem distintos: enquanto  $\beta''$  é totalmente coerente,  $\beta'$  é semi-coerente, além das diferenças quanto ao tamanho (os precipitados  $\beta''$  são bem menores que os  $\beta'$ ) e forma ( $\beta''$  em forma de agulhas e  $\beta'$  em forma de bastonetes). Os valores máximos de dureza obtidos nestas ligas Al-Mg-Si estão associados à presença dos precipitados metaestáveis  $\beta''$  e  $\beta'$  [1].

Para tempos de envelhecimento a 200°C muito longos surge o precipitado de equilíbrio  $\beta$ , completamente incoerente com a matriz. Este precipitado, de composição Mg<sub>2</sub>Si, possui forma de placa e dimensões relativamente grandes. Sua presença está associada ao amolecimento da liga, causado pelo superenvelhecimento. A seqüência de precipitação nas ligas Al-Mg-Si está representada na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** Uma curva de envelhecimento em função do logaritmo do tempo seria semelhante àquela representada pela Figura 3.

Uma ilustração da fase  $\beta''$  pode ser vista na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, obtida por microscopia eletrônica de transmissão em um trabalho desenvolvido por Miao e Laughlin [8]. A Figura 6 mostra diferentes formas obtidas no trabalho de Myhr e Grong [9]. Em (a) tem-se os precipitados  $\beta''$  em formas de agulha após envelhecimento artificial. Em (b) nota-se uma mistura de  $\beta'$  grosseira com  $\beta''$ , vistas em uma ampliação em (c). Por último, em (d) tem-se uma fase grosseira  $\beta'$  com a presença de uma partícula dispersóide.

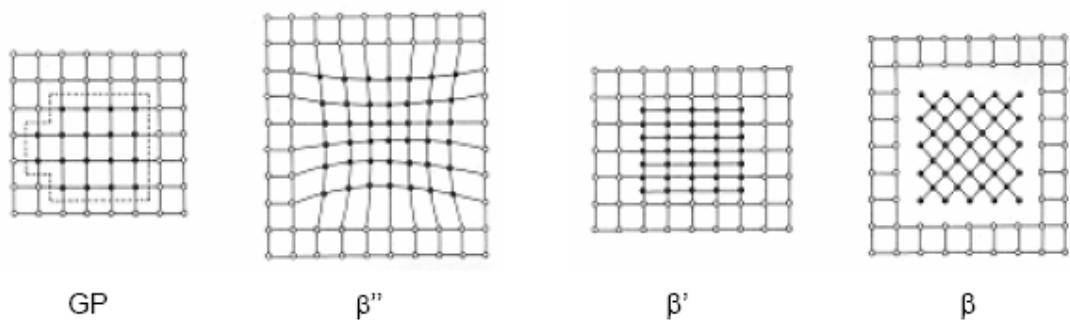


Figura 4 – Seqüência de precipitação desenvolvida no envelhecimento de uma liga Al-Mg-Si

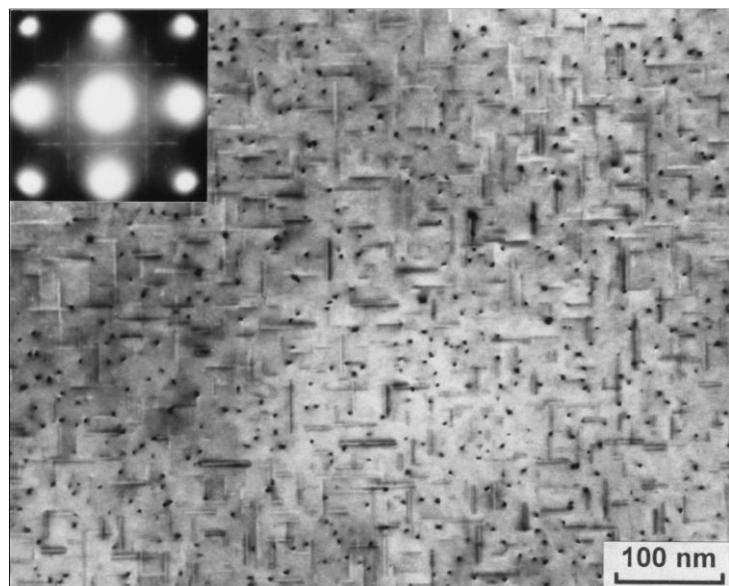


Figura 5 – TEM de uma amostra envelhecida a 175°C por 1000 min. A fase  $\beta''$  aparece em forma de agulha [8]

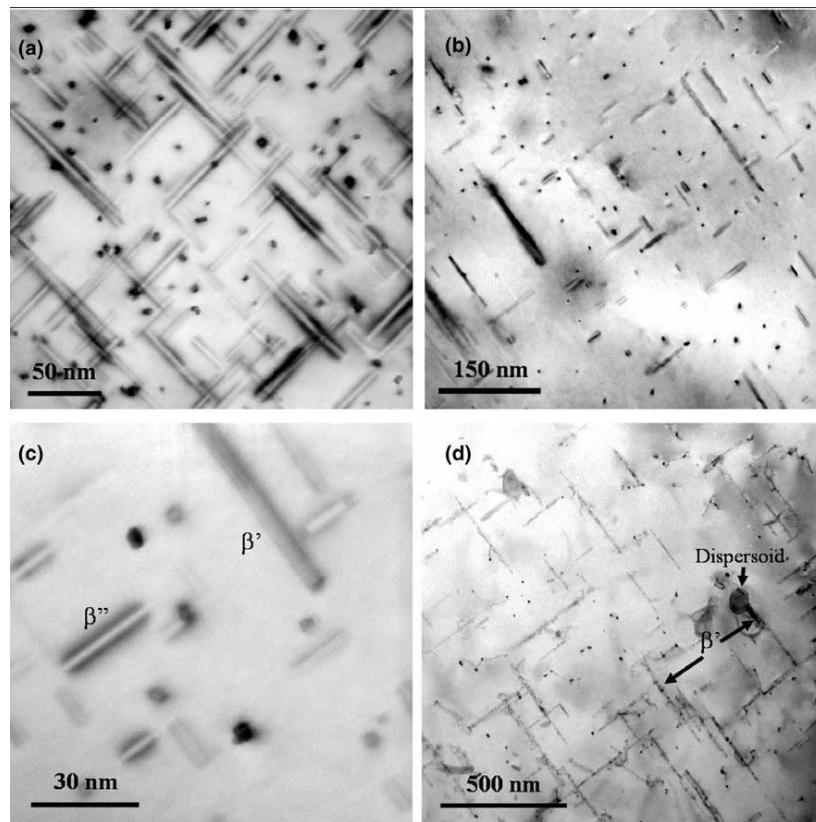


Figura 6 – Evidência de fase  $\beta''$  em forma de agulha em (a). Em (b) e (c) tem-se uma mistura de  $\beta'$  grosseira com  $\beta''$ . Em (d), fase grosseira  $\beta'$  com a presença de uma partícula dispersóide [9].

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste estudo, os experimentos foram realizados exclusivamente no Laboratório de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica, na Universidade Federal do Espírito Santo.

Para a realização dos experimentos utilizou-se uma barra cilíndrica de alumínio 6061 com  $\frac{3}{4}$ " de diâmetro, na condição como fabricada. A composição típica de uma liga 6061 é mostrada na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição típica de uma liga de alumínio 6061 [5]

Elemento	Percentual (%) em peso
Magnésio	0,8 – 1,2
Silício	0,4 – 0,8
Cobre	0,15 – 0,7
Cromo	0,04 – 0,35
Ferro	Máx. 0,7
Titânio	Máx. 0,15
Manganês	Máx. 0,15
Outros	0,05

Da barra foram extraídas, em corte transversal, amostras com 20 mm de altura para a realização dos tratamentos térmicos em um forno de resistência elétrica com incerteza de + ou – 10°C.

Em uma primeira etapa, um conjunto contendo 8 amostras foi levado ao forno a uma temperatura de 520°C, mantido por 2 horas e, em seguida, resfriado rapidamente em água na temperatura ambiente. Procedimento semelhante foi realizado com outro conjunto de 8 amostras, mas com uma temperatura de solubilização de 540°C. Após a solubilização de todas as 16 amostras, foram separadas 2 amostras, uma solubilizada a 520°C e outra a 540°C, para que após 300 dias fosse verificado o envelhecimento natural. As 14 amostras restantes foram levadas ao forno para a

realização de um superenvelhecimento à temperatura de 350°C. Em intervalos de ½, 1, 2, 4, 8, 16, e 24 horas, as amostras foram retiradas do forno, duas a duas (uma para cada temperatura de solubilização), e resfriadas ao ar até a temperatura ambiente. Os dados estão organizados na Tabela 6.

Tabela 6 – Primeira etapa de tratamentos térmicos

<b>1º Tratamento (2 horas de solubilização)</b>	<b>2º Tratamento – Tempo (Envelhecimento)</b>
520°C	Envelhecimento natural – 300 dias
540 °C	Envelhecimento natural – 300 dias
520°C	350°C - 1/2h
520°C	350°C - 1h
520°C	350°C - 2h
520°C	350°C - 4h
520°C	350°C - 8h
520°C	350°C - 16h
520°C	350°C - 24h
540°C	350°C - 1/2h
540°C	350°C - 1h
540°C	350°C - 2h
540°C	350°C - 4h
540°C	350°C - 8h
540°C	350°C - 16h
540°C	350°C - 24h

Em uma segunda etapa repetiram-se os tratamentos de solubilização a 520 e a 540°C, para um mesmo número de amostras da primeira etapa. Em seguida, as amostras foram levadas ao forno para a realização de um tratamento térmico de precipitação a 180°C. Após os devidos tempos as amostras foram resfriadas ao ar. Os tratamentos estão resumidos na Tabela 7.

Tabela 7 – Segunda etapa de tratamentos térmicos

<b>1º Tratamento (2 horas de solubilização)</b>	<b>2º Tratamento – Tempo [h] (Envelhecimento a 180°C)</b>
520°C	-
540°C	-
520°C	1/2
520°C	1
520°C	2
520°C	4
520°C	8
520°C	16
520°C	24
540°C	1/2
540°C	1
540°C	2
540°C	4
540°C	8
540°C	16
540°C	24

Após as etapas de tratamento térmico, as amostras foram submetidas a um processo de lixamento nas lixas 220, 320, 400, 500 e 800 respectivamente. Em seguida realizou-se o polimento com pasta de alumina de 0,3 e 0,1 µm. Após a obtenção das superfícies devidamente polidas e espelhadas, as amostras foram atacadas quimicamente com o reagente de Keller em tempos de 5 a 60 segundos para análise micrográfica em um microscópio óptico da marca OLIMPUS, modelo BX 60M. A composição química do reagente foi a seguinte: 2ml de HF, 3ml de HCl, 5ml de HNO<sub>3</sub> e 190ml de H<sub>2</sub>O, à temperatura ambiente [10]. Pelo fato de a microestrutura obtida não ter apresentado grãos, foram utilizados mais três ataques diferentes na tentativa de revelar os grãos. Os ataques foram os seguintes:

- 1g de NaOH em 100ml de H<sub>2</sub>O, à temperatura ambiente, em um tempo de ataque de 5 a 60 segundos;
- 10g de NaOH e 5g de K<sub>3</sub>Fe(CN)<sub>6</sub> em 60ml de H<sub>2</sub>O, à temperatura ambiente, em um tempo de ataque de 5 a 60 segundos;
- 0,5ml de HF em 100ml de H<sub>2</sub>O, à temperatura ambiente, em um tempo de ataque de 5 a 60 segundos.

Após a utilização de todos os ataques descritos, verificou-se que a microestrutura revelada não permitiria a medição dos tamanhos de grão. Portanto seguiu-se para a etapa dos ensaios de dureza.

Foram realizados os ensaios de microdureza Vickers em um microdurômetro da marca PANTEC. A carga utilizada foi de 300g em um tempo de aplicação de 20 segundos. Para cada amostra foram realizadas 5 medidas de dureza a média aritmética foi calculada. Para cada dureza média, calculou-se o respectivo desvio padrão. As durezas médias são plotadas em gráficos em função do tempo de envelhecimento para representar as curvas de envelhecimento.

#### 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As micrografias obtidas estão apresentadas nas Figura 7, 8, 9 e 10. As amostras com temperatura de solubilização de 540°C apresentaram as microestruturas semelhantes às solubilizadas a 520°C. Micrografias semelhantes a estas podem ser encontradas na literatura, onde são observadas microestruturas com Mg<sub>2</sub>Si (escuro) e com AlFeSi (cinza) [10]. É importante ressaltar que as fases intermetálicas AlFeSi não são desejáveis, pois podem reduzir a ductilidade da liga [11].



Figura 7 – Micrografia da liga no estado original. Reagente: Keller. Aumento: 200x

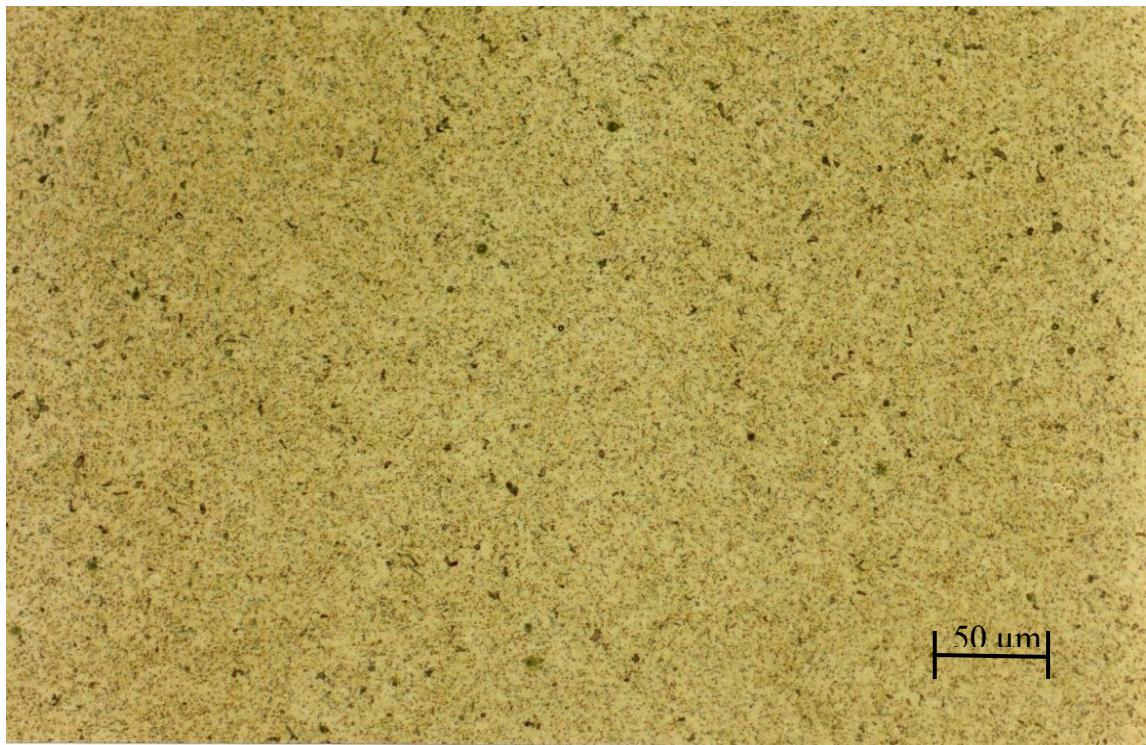


Figura 8 – Micrografia de amostra solubilizada a 520°C e envelhecida a 180°C durante 4 horas. Reagente: Keller. Aumento: 200x

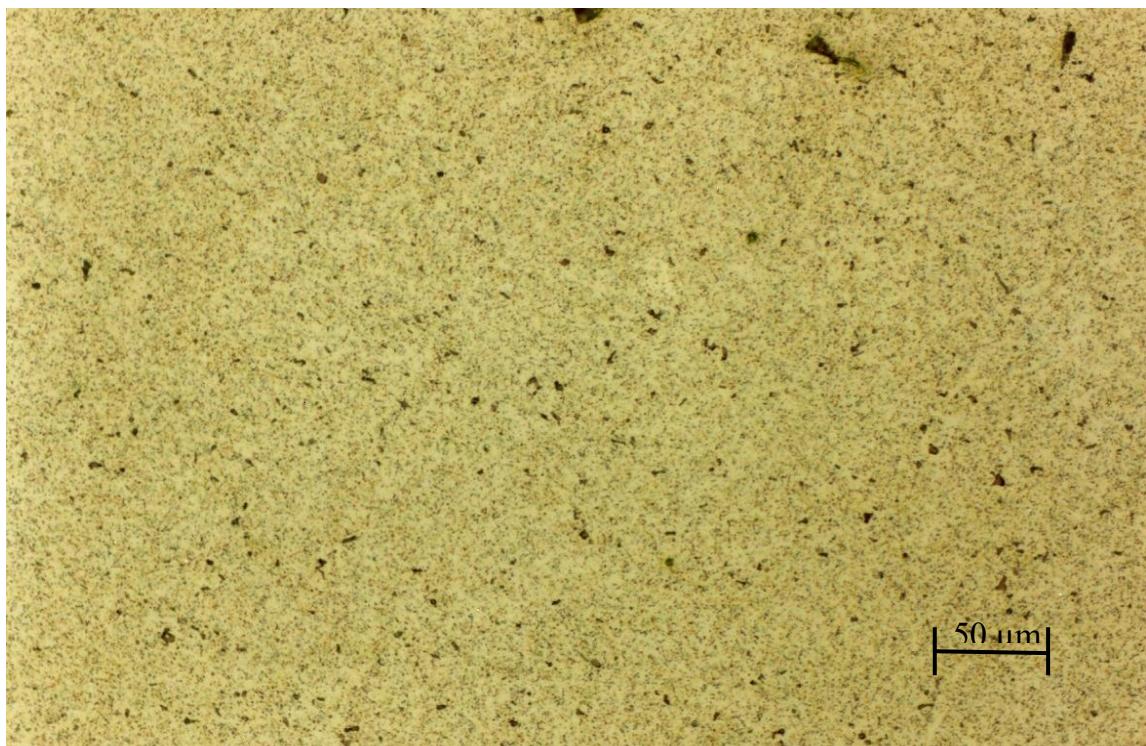


Figura 9 – Micrografia de amostra solubilizada a 520°C e envelhecida a 180°C durante 16 horas. Reagente: Keller. Aumento: 200x

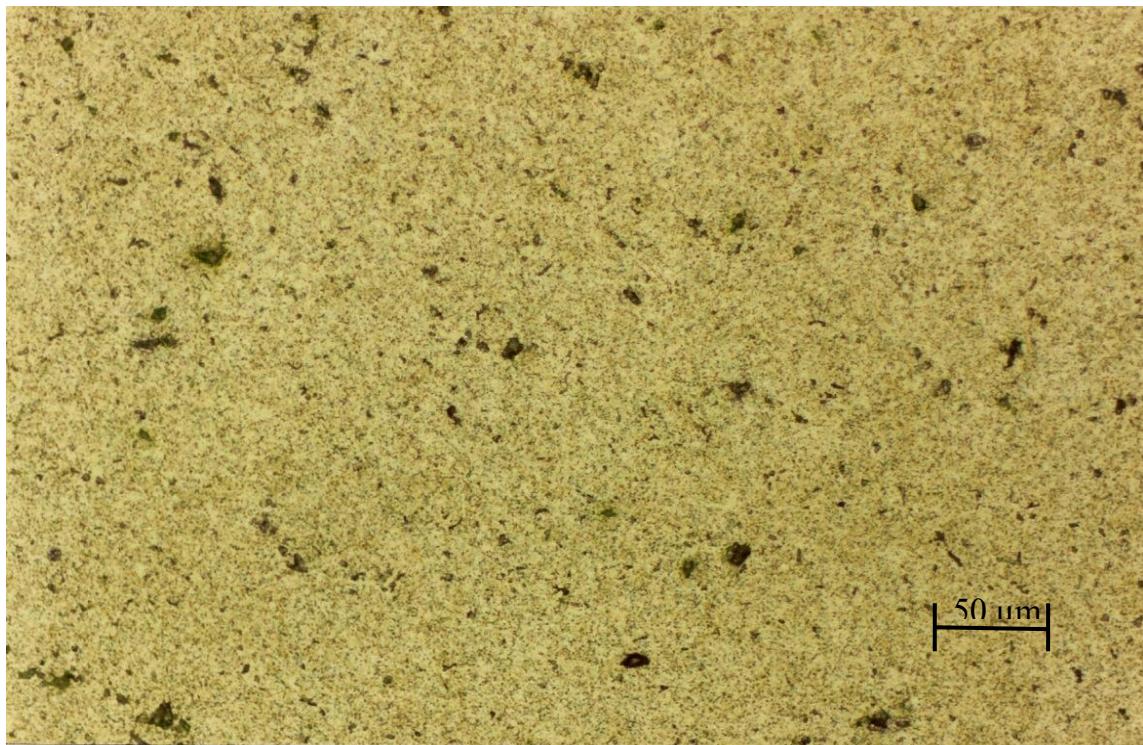


Figura 10 – Micrografia de amostra solubilizada a 520°C e envelhecida a 350°C durante 16 horas. Reagente: Keller. Aumento: 200x

Os resultados dos tratamentos térmicos estão apresentados nas Tabelas 8 e 9 (em anexo). A dureza média do material no estado como recebido é de 111 HV. Comparando esta dureza com as durezas médias das amostras solubilizadas a 520 e 540°C, que são 71,9 e 75,6 HV respectivamente, pode-se dizer que a barra sofreu algum tipo de tratamento no seu processo de fabricação e o efeito deste tratamento foi eliminado na solubilização, pois houve um apreciável amolecimento do material após o tratamento de solubilização. Além disso, a dureza típica de uma liga 6061 na condição T4 é de aproximadamente 75 HV e na condição T6 é de 107 HV [12, 13]. Isto leva a crer na possibilidade da barra ter sido recebida na condição T6.

Uma nova comparação, agora entre a amostra solubilizada a 520°C e a solubilizada a 540°C, indica que não houve diferença em se utilizar as duas temperaturas de solubilização. Ou seja, de um ponto de vista prático, a diferença entre as durezas médias de 75,6 e 71,9 HV, considerando os seus respectivos desvios padrões, é considerada insignificante. Um possível motivo para esta proximidade é o tempo de solubilização de 2 horas: pode não ter havido tempo suficiente para que os

grãos da amostra solubilizada a 540°C crescessem mais do que os grãos da amostra solubilizada a 520°C, como era possivelmente esperado. Um outro fator a ser levado em consideração é a incerteza do forno utilizado (+ ou – 10°C). É possível que tenha ocorrido uma oscilação, de modo que as temperaturas de solubilização tenham ficado próximas.

A Figura 11 mostra o gráfico obtido para o envelhecimento natural das amostras solubilizadas a 520 e a 540°C. As Figuras 12 e 13 representam as curvas de envelhecimento nas temperaturas de 180 e 350°C, respectivamente.

Na Figura 11 pode-se perceber o aumento da dureza com um tempo de 300 dias de envelhecimento à temperatura ambiente (aproximadamente 25°C). As duas diferentes temperaturas de solubilização não afetaram o resultado do envelhecimento natural, pois, como discutido, as amostras após o tratamento de solubilização apresentaram durezas praticamente iguais. Em um paralelo com as amostras envelhecidas à temperatura de 180°C (Figura 12), verifica-se a evolução do envelhecimento natural, com as durezas médias das amostras envelhecidas naturalmente tendendo a uma aproximação das durezas médias das amostras envelhecidas a 180°C durante 24 horas.

Analizando somente os resultados do envelhecimento a 180°C, vê-se que as diferentes temperaturas de solubilização não provocaram diferenças nos resultados das amostras envelhecidas. De acordo com a Figura 12, as durezas máximas alcançadas com o tratamento ocorreram após 24 horas, o que não quer dizer que se permanecessem por mais tempo não aumentariam a dureza. Em um trabalho desenvolvido por Myhr, Grong e Andersen [14], para uma liga 6082, a curva de envelhecimento a 180°C apresentou um pico entre 7 e 9 horas de tratamento. Após o pico, para maiores tempos de envelhecimento, as durezas tornaram a cair devido a um aumento do tamanho das partículas precipitadas. Desta forma, o espaçamento entre os precipitados é tal que a eficiência destes em bloquear os movimentos das discordâncias diminui.

A curva de envelhecimento a 350°C (Figura 13) caracteriza o superenvelhecimento. Com o aumento do tempo de envelhecimento as durezas tendem

a decrescer. Uma queda substancial nos valores das durezas é notada para as amostras mantidas por 24 horas no tratamento. A temperatura de envelhecimento elevada altera a cinética de precipitação, favorecendo o crescimento dos precipitados incoerentes maiores, proporcionando uma queda acentuada nas propriedades [4].

Ainda no trabalho de Myhr, Grong e Andersen, foi realizado um tratamento de envelhecimento a 350°C durante 10 segundos para a liga III (0,58%Si, 0,74%Mg). O tratamento de solubilização havia sido realizado a 530°C durante 30 minutos, com têmpera em água. A dureza resultante após os 10 segundos de envelhecimento foi de aproximadamente 60 HV. Comparando este resultado com os resultados das amostras solubilizadas a 520 e a 540°C e envelhecidas a 350°C por 30 minutos no presente trabalho, verifica-se que as durezas aqui obtidas foram maiores: 69,4 e 67,7 HV. Ou seja, mesmo para tempos de solubilização e envelhecimento menores, a dureza da liga daquele trabalho foi menor do que as durezas deste. Isto é devido à pequena diferença nos teores de Mg e Si da liga 6061 em relação à liga utilizada por Myhr [14].

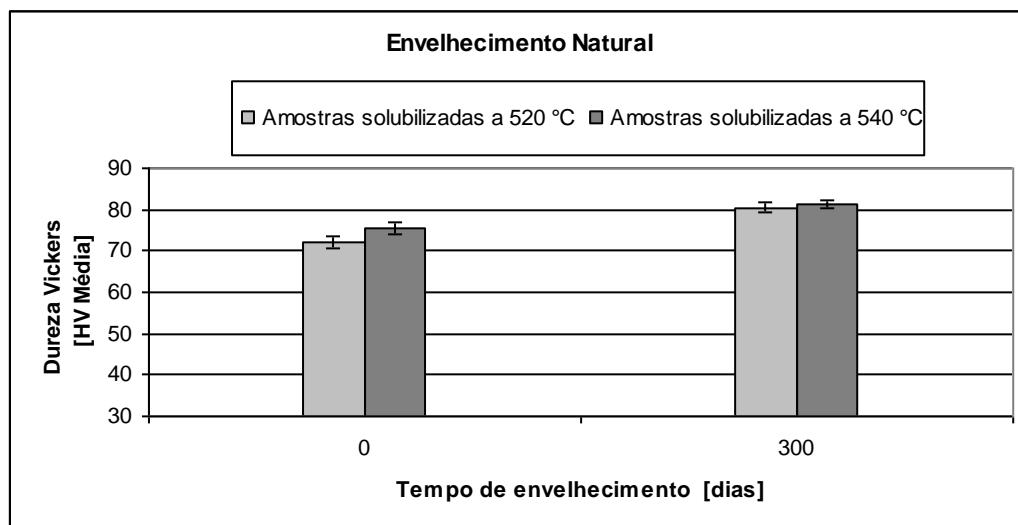


Figura 11 – Gráfico do envelhecimento natural da liga 6061 após 300 dias

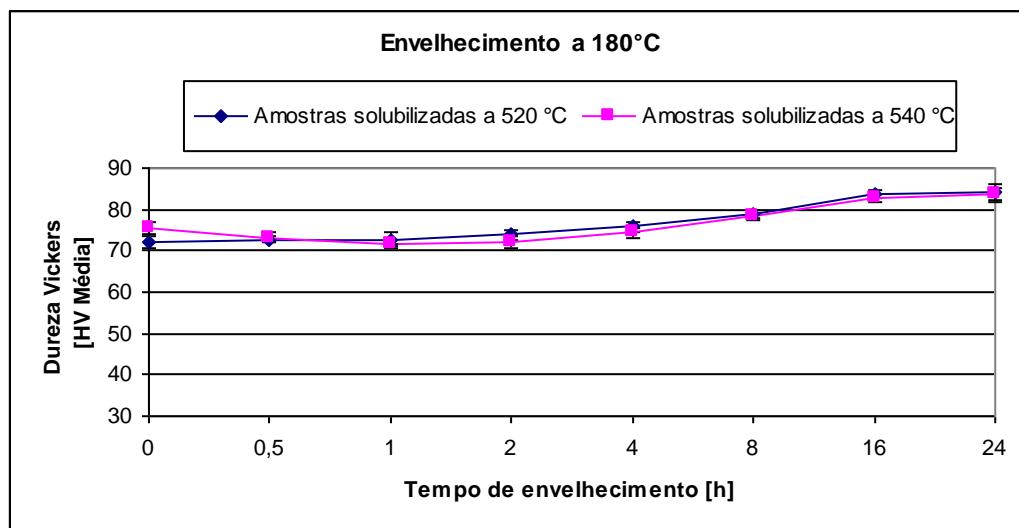


Figura 12 – Curva de envelhecimento a 180°C

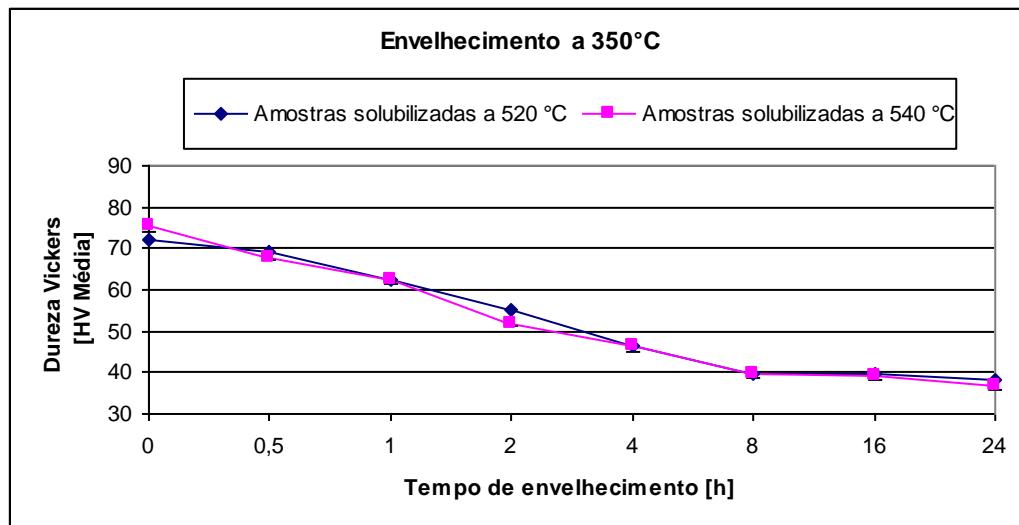


Figura 13 – Curva de envelhecimento a 350°C

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados e discutidos, pode-se concluir que as diferentes temperaturas de solubilização tomadas (520 e 540°C) não produziram efeitos diferentes nos envelhecimentos natural, artificial a 180°C e artificial a 350°C das amostras. Um possível motivo para isso é o tempo de solubilização de 2 horas não ter sido suficiente para promover um maior crescimento dos grãos das amostras solubilizadas a 540°C. Uma outra possibilidade é a imprecisão do forno, que pode ter trabalhado com temperaturas de solubilização muito próximas.

Pode-se concluir ainda que:

- O aumento da dureza com o envelhecimento natural ocorreu como esperado, pois as ligas Al-Mg-Si são susceptíveis a este fenômeno;
- As durezas das amostras envelhecidas naturalmente após 300 dias e as durezas das amostras com 24 horas de envelhecimento a 180°C foram praticamente as mesmas. Isto reforça a teoria que diz respeito ao aumento da taxa de difusão em relação à temperatura [3];
- Não é possível afirmar que as durezas das amostras com 24 horas de envelhecimento a 180°C indicam o ponto de máxima dureza desta liga para esta temperatura de tratamento. Pode-se afirmar apenas que para este intervalo, as máximas durezas apresentaram-se com 24 horas de tratamento.
- Para o envelhecimento a 350°C, as taxas de difusão são maiores provocando o crescimento de precipitados coagulados. Com o aumento do tempo de envelhecimento, a tendência da dureza é diminuir, caracterizando um superenvelhecimento.
- Existe a possibilidade de a barra ter sido recebida na condição T6, com base nas comparações entre a dureza no estado original com as durezas após a solubilização e as durezas típicas da liga 6061.

## ANEXO

Tabela 8 – Resultados da primeira etapa de tratamentos térmicos

<b>1º Tratamento (2 horas de solubilização)</b>	<b>2º Tratamento – Tempo (Envelhecimento)</b>	<b>HV Média</b>	<b>Desvio Padrão</b>
520°C	Envelhecimento natural - 300dias	80,4	1,25
540°C	Envelhecimento natural - 300dias	81,3	1,01
520°C	350°C - 1/2h	69,4	1,57
520°C	350°C - 1h	62,4	1,03
520°C	350°C - 2h	55,1	0,49
520°C	350°C - 4h	46,5	0,55
520°C	350°C - 8h	39,5	0,31
520°C	350°C - 16h	39,7	0,71
520°C	350°C - 24h	38,3	0,54
540°C	350°C - 1/2h	67,7	0,65
540°C	350°C - 1h	62,6	1,23
540°C	350°C - 2h	51,9	0,81
540°C	350°C - 4h	46,6	1,52
540°C	350°C - 8h	39,7	1,00
540°C	350°C - 16h	39,1	0,69
540°C	350°C - 24h	36,6	0,65

Tabela 9 – Resultados da segunda etapa dos tratamentos térmicos

<b>1º Tratamento (2 horas de solubilização)</b>	<b>2º Tratamento – Tempo [h] (Envelhecimento a 180°C)</b>	<b>HV Média</b>	<b>Desvio Padrão</b>
520°C	-	71,9	1,49
540°C	-	75,6	1,45
520°C	1/2	72,6	0,73
520°C	1	72,7	1,99
520°C	2	73,8	1,42
520°C	4	75,8	1,14
520°C	8	78,8	1,02
520°C	16	83,7	1,03
520°C	24	84,0	2,32
540°C	1/2	73,3	1,03
540°C	1	71,4	0,34
540°C	2	72,2	1,38
540°C	4	74,3	1,12
540°C	8	78,2	0,87
540°C	16	82,7	1,03
540°C	24	83,7	1,66

## REFERÊNCIAS

- [1] Infomet, **Inteligência Competitiva**: informações britadas, fundidas e laminadas, 1998-2006, <http://www.infomet.com.br/>
- [2] Coutinho, T. A., **Análise Prática - Metalografia de Não-Ferrosos**, Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo: 1980.
- [3] Callister, Willian D. Jr., **Ciência e Engenharia de Materiais**: Uma Introdução, 5 ed. Editora LTC, Rio de Janeiro: 2000.
- [4] Alumatter, **European Aluminium Association and MATTER**, 2001-2006, <http://www.aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=&pageid=1>
- [5] AZoM, **The A to Z of Materials and AZojomo** – The “Azo Journal of Materials Online”, 2000-2006, <http://www.azom.com/default.asp>
- [6] Clark, D. S. e Varley, W. R., **Physical Metallurgy for Engineers**, 2nd Edition, 1962.
- [7] Hull, D.; Bacon, D.J., **Introduction to Dislocation**, 3 ed. London: Pergamon Press, v. 37, p.168-170, 1984.
- [8] Miao, W.F., Laughlin, D.E., **Precipitation Hardening in Aluminum Alloy 6022**, Pergamon, PII S1359-6462(99)00046-9.
- [9] Myhr, O. R., Grong, Ø., Fjær, H.G., Marioara, C.D., **Modelling of the microstructure and strength evolution in Al-Mg-Si alloys during multistage thermal processing**, ELSEVIER, Acta Materialia 52 (2004) 4997–5008.
- [10] ASM Metals Handbook, **Atlas of Microstructures of Industrial Alloys**, vol.7, 8th Edition, 1972, EUA.
- [11] Murali S., Raman, K.S. and Murthy, S., **Effect of Magnesium, Iron (impurity) and Solidification Rates on the Fracture Toughness of Al-7Si-0.3Mg Casting Alloy**. Mater. Sci. Eng., 1992, A151, pp. 1-10.
- [12] ASM Metals Handbook, **Properties and Selection of Metals**, vol.1, 8th Edition, 1961, EUA.
- [13] Matweb, **Material Property Data**, 1996-2006, <http://www.matweb.com/index.asp?ckck=1>

- [14] Myhr, O. R., Grong, Ø., Andersen, S. J., **Modelling of The Age Hardening Behaviour of Al–Mg–Si Alloys**, Pergamon, *Acta mater.* 49 (2001) 65–75.