



A INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO NA LIGA AA6351

Carla Rafaela Carneiro da Silva, carla.rafaela27@gmail.com¹

Diogo Monteiro do Nascimento, diogomonteiro.nascimento@gmail.com²

Moisés Euclides da Silva Júnior, juniormoisés7@hotmail.com²

José Endreo Baracho da Costa, endreomec@hotmail.com²

Max Breno Bezerra Muniz, breno.bmuniz@gmail.com³

Oscar Olimpio de Araújo Filho, oscarof98@hotmail.com²

¹Centro Universitário Maurício de Nassau, R. Guilherme Pinto, 114, Graças, Recife – PE, 52011-210,

²Universidade Federal de Pernambuco, R. Acadêmico Hélio Ramos s/n, Cidade Universitária, Recife – PE, 50740-530,

³Faculdade Estácio de Sá, Av. Gen. San Martin, 1449, Jiquiá, Recife – PE, 50761-650.

Resumo. As ligas de alumínio são frequentemente utilizadas na indústria devido a sua excelente relação entre propriedades mecânicas e baixo peso específico. Neste aspecto a liga AA6351 é amplamente utilizada em aplicações estruturais e ainda são tratáveis termicamente por Envelhecimento. O objetivo do trabalho é analisar as influências do envelhecimento na liga AA6351. Também foi feita uma comparação com uma liga AA6351 T6 comercialmente disponível a fim de constatar a eficácia dos tratamentos realizados em laboratório. As amostras foram tratadas termicamente num forno do tipo MUFLA sob vácuo. Nos tratamentos térmicos foram usadas duas temperaturas de envelhecimento (160 °C e 200 °C) e quatro tempos de envelhecimento (3, 6, 9 e 12 horas), totalizando oito amostras, e mais duas: uma da liga comprada e uma da liga recozida. Todas as amostras foram caracterizadas por Microscopia Ótica (MO) e suas Microdurezas Vickers (HV) foram avaliadas. Os resultados permitiram avaliar que: a amostra envelhecida durante 6 horas numa temperatura de 200 °C foi aquela que mais se aproximou da amostra comercial, em relação a dureza; as amostras envelhecidas a 160 °C tiveram um dureza maior que as amostras envelhecidas a 200 °C.

Palavras chave: Envelhecimento, AA6351, Caracterização, Microdureza Vickers.

1. INTRODUÇÃO

A utilização do alumínio e suas ligas vem crescendo, muito devido a sua excelente relação baixo peso específico e propriedades mecânicas, notadamente: alta tenacidade a fratura, ductilidade, conformabilidade, condutividade e boa resistência a corrosão. Logo, estas ligas se tornam bastante aplicáveis nas indústrias naval, aeronáutica e automotiva.

As ligas de alumínio da série 6xxx correspondem a uma maior parcela das ligas extrudadas de alumínio para uso comercial (Azzam et al., 2010). São ligas de média resistência, com boa soldabilidade e resistência à corrosão.

A liga AA6351 é usada em aplicações estruturais, pois, juntamente com a liga AA6061, tem maior quantidade de elementos de liga e maior dureza (Barbosa, 2014). Tendo grande potencial na indústria civil, automotiva e naval e na fabricação de equipamentos e acessórios para cabos (Alcoa, 2010).

As ligas da série 6xxx ainda podem ter suas propriedades mecânicas melhoradas ao se realizar um tratamento térmico. Por se tratar de uma liga de alta resistência é comumente empregado um tratamento de envelhecimento ou precipitação para promover a melhoria das propriedades mecânicas dessas ligas. O aumento da resistência do material e de sua dureza são melhorados pela formação de partículas extremamente pequenas e uniformemente dispersas de uma segunda fase no interior da matriz da fase original. Por isso o tratamento é chamado de precipitação, pois as pequenas partículas da nova fase são denominadas precipitados. Também pode ser chamado de envelhecimento pois a resistência e dureza se desenvolvem ao longo do tempo, ou à medida que a liga envelhece (Callister e Rethwisch, 2012).

O tratamento térmico mais comum usado nessas ligas é o tratamento T6, que consiste em solubilizar o material e então realizar o envelhecimento artificialmente (dentro de um forno).

Como a dureza da liga depende tanto da temperatura quanto do tempo envelhecimento nessa temperatura (Callister e Rethwisch, 2012), este trabalho tem como objetivo o estudo da liga AA6351 e os efeitos que o tratamento térmico T6 tem em sua microestrutura e em sua propriedade mecânica de dureza. A fim de acompanhar a evolução da formação dos precipitados, foram usados quatro tempos de envelhecimento (3, 6, 9 e 12 horas) em duas temperaturas (160 °C e 200 °C).

2. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

2.1. Materiais e Métodos

Foi utilizado um tarugo da liga AA6351 (1" de diâmetro e 200 mm de comprimento) adquirido junto a Sobronze. A liga foi fabricada pela NELMETAIS TECNOLOGIA E COMERCIO DE METAIS LTDA. A Tabela 1 mostra algumas das informações mais relevantes acerca do material, como: composição química e propriedades físicas/mecânicas.

Tabela 1. Certificado de Qualidade da Liga 6351-T6 (Neometais, 2018)

Certificado de Qualidade								
Nº:	056.045		Data:	03/07/2018		N. Fiscal:	226.660	
Análise Química % Peso								
Item	Al	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn
4	96,8	0,1	0,5	0,6	0,6	1,0	0,2	0,2
Propriedades Físicas/Mecânicas								
Item	Limite de Resistência (Mpa)		Limite de escoamento (Mpa)		Alongamento %		Dureza (HB)	
4	290		225		8		90	

2.1.1. Confeção das amostras

Foram confeccionadas 10 amostras para realização do trabalho. O tarugo de 200 mm foi cortado numa *Cut-Off* em 10 pedaços de 20 mm de 1" de diâmetro.

A Tabela 2 mostra sucintamente as amostras e seus respectivos tratamentos.

Tabela 2. Tratamentos Térmicos

Amostra	Solubilização	Têmpera	Envelhecimento
1	Não realizado tratamento térmico, amostra estudada como adquirida		
2	1h – 520°C	Sem têmpera e sem envelhecimento, resfriamento no forno – amostra recozida	
3	1h – 520°C	Em água a temperatura ambiente (25°C)	
4	1h – 520°C	Em água a temperatura ambiente (25°C)	
5	1h – 520°C	Em água a temperatura ambiente (25°C)	
6	1h – 520°C	Em água a temperatura ambiente (25°C)	
7	1h – 520°C	Em água a temperatura ambiente (25°C)	
8	1h – 520°C	Em água a temperatura ambiente (25°C)	
9	1h – 520°C	Em água a temperatura ambiente (25°C)	
10	1h – 520°C	Em água a temperatura ambiente (25°C)	

2.1.2. Tratamento térmico

Os tratamentos térmicos foram realizados num forno do tipo MUFLA sob vácuo, para evitar contaminação ou oxidação das amostras. Foi usada uma taxa de aquecimento de 20°C/min. As etapas do tratamento estão descritas abaixo:

a. Amostra 2 – Recozida

1. Aquecimento até a temperatura de solubilização – 520°C;
2. Solubilização – 1 hora;
3. Resfriamento lento (no interior do forno) até a temperatura ambiente – 25°C.

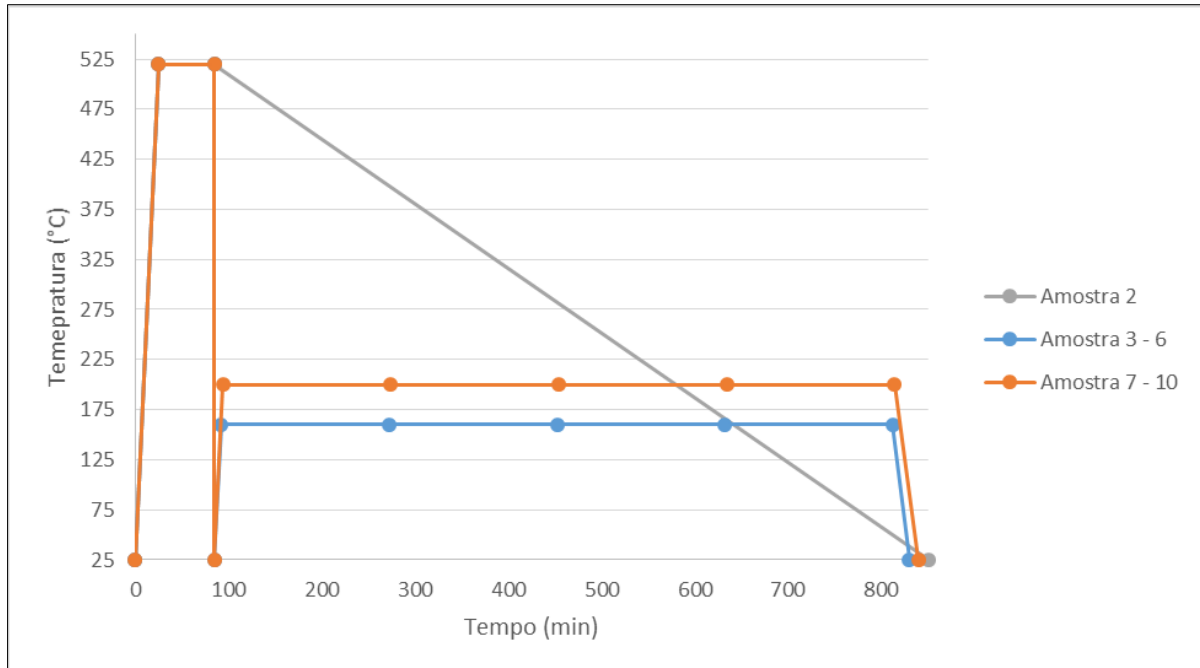
b. Amostra 3 a 10 – Tratamento de Envelhecimento

1. Aquecimento até a temperatura de solubilização – 520°C;
2. Solubilização – 1 hora;
3. Têmpera em água até a temperatura ambiente – 25°C;
4. Homogeneização da temperatura das amostras a temperatura ambiente – 10 minutos;
5. Aquecimento até a temperatura de envelhecimento – 160°C ou 200°C;
6. Envelhecimento artificial – 3, 6, 9 e 12 horas em cada temperatura;
7. Resfriamento ao ar calmo (fora do forno e sem corrente de ar) até a temperatura ambiente – 25°C.

Não foi realizado nenhum procedimento na Amostra 1, pois esta é a que configura a amostra comercial, ou seja, nas condições como adquirida.

A Figura 1 mostra esquematicamente as etapas dos tratamentos térmicos realizados.

Figura 1. Gráfico representativo dos tratamentos térmicos



2.1.3. Microscopia Ótica

Para a caracterização da microestrutura das amostras, foi usada a técnica de Microscopia Ótica (MO). Foi utilizado o microscópio ótico OLIMPUS modelo BX51M com câmera de vídeo acoplada.

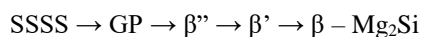
2.1.4. Ensaio de Microdureza Vickers (HV)

Para avaliação da propriedade mecânica das amostras, foi usado o ensaio de Microdureza Vickers (HV). No ensaio foi usada uma carga de 0,2 kgf aplicada durante 15 segundos. Em cada amostra foram feitas 5 identações, para que se fosse possível avaliar a homogeneidade da propriedade. Foi utilizado o durômetro DURASCAN 700 da EMCOTEST. Os ensaios de microdureza seguiram a norma ASTM E92-17.

2.2. Resultados e Discussões

2.2.1. Microscopia Ótica (MO)

Segundo Maisonnette et al (2011) a genérica seqüência de precipitação numa liga Al-Mg-Si é a seguinte:



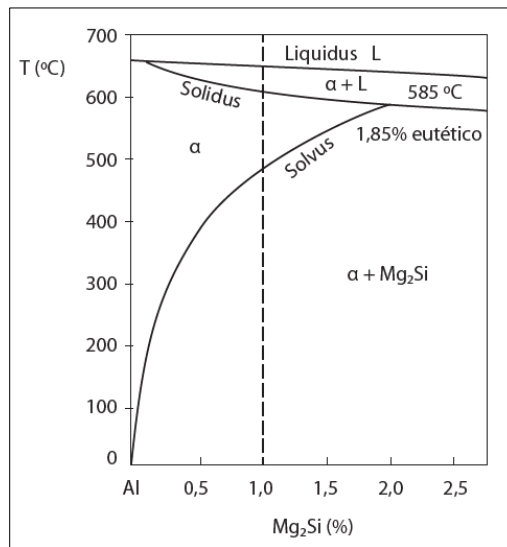
Onde SSSS representa a solução sólida super saturada, GP é a zona de Guinier-Preston. As fases β'' , β' e β são especificadas na Tabela 3.

Tabela 3. Composição dos precipitados contidos numa liga Al-Mg-Si (Maisonnette et al, 2010)

Fases	Composições
Zona GP	MgSi
β''	Mg_5Si_6
β'	Mg_9Si_5
β	Mg_2Si

Onde, de acordo com o diagrama de fases das ligas Al-Mg-Si, a fase β é a fase de equilíbrio. Na Figura 2 está representado o diagrama de fases pseudobinário Al - Mg_2Si .

Figura 2. Trecho do diagrama pseudobinário Al – Mg₂Si

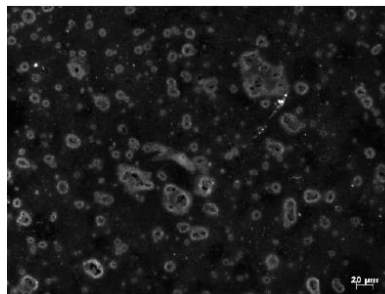


O precipitado que é mais comum numa liga AA6351 – T6 é o β'' (Maisonnette et al., 2011), uma vez que este é o responsável por elevar mais a dureza do material.

Logo, é possível observar que a microscopia da Amostra 1 apresenta vários precipitados, que seriam os precipitados β''. As microscopias da Amostra 1 estão ilustradas nas Figura 3, sendo possível observar precipitados de tamanho variado, contudo homogeneamente dispersos na matriz de alumínio.

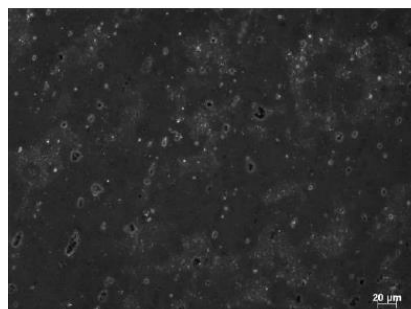
Já na Amostra 2 os precipitados que aparecem são os precipitados Mg₂Si, uma vez que esta é a amostra recozida. Ou seja, no procedimento de recozimento a microestrutura acompanha as composições do diagrama de fases. A Figura 4 mostra a microscopia da Amostra 2, precipitados de tamanho mais reduzido e finamente dispersos na matriz de alumínio.

Figura 3. Imagem obtida por MO da Amostra 1 - 200x



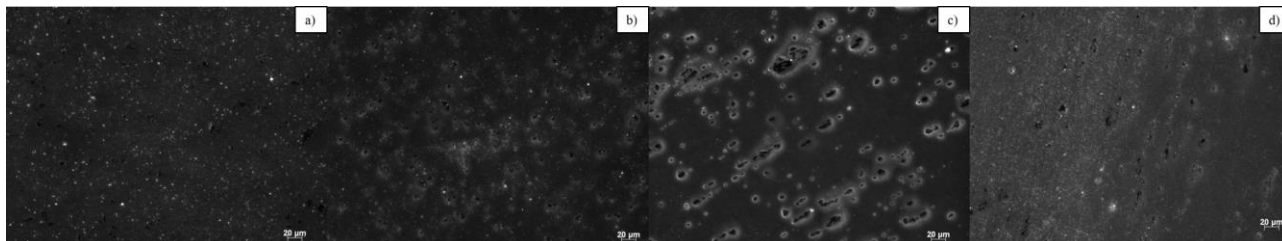
Já na Amostra 2 os precipitados que aparecem são os precipitados Mg₂Si, uma vez que esta é a amostra recozida. Ou seja, no procedimento de recozimento a microestrutura acompanha as composições do diagrama de fases. A Figura 4 mostra a microscopia da Amostra 2, precipitados de tamanho mais reduzido e finamente dispersos na matriz de alumínio.

Figura 4. Imagem obtida por MO da Amostra 2 - 200x



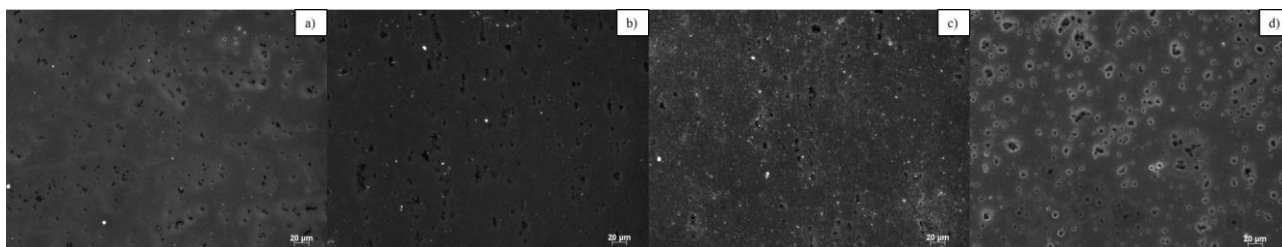
Na Figura 5 estão expostas as microscopias das amostras envelhecidas a 160°C. Nela é possível observar a evolução dos precipitados nas amostras. A medida que o tempo de envelhecimento aumenta, os precipitados aumentam de tamanho e quantidade nas amostras. Embora todos os tratamentos realizados sejam T6 o tempo de envelhecimento influencia no tempo de exposição a uma temperatura mais elevada, ou seja, quanto maior o tempo de exposição, maior será o precipitado.

Figura 5. Imagens obtidas por MO – 200x: a) Amostra 3; b) Amostra 4; c) Amostra 5; d) Amostra 6



Assim como o tempo de envelhecimento causa um aumento no precipitado, a temperatura de envelhecimento causa um crescimento no precipitado e uma aceleração no processo de envelhecimento, agilizando a evolução dos precipitados. Contudo proceder o envelhecimento a temperaturas mais elevadas pode causar o super envelhecimento que é a formação da fase β' . A Figura 6 mostra as microscopias das amostras envelhecidas a 200°C, nela é possível observar a elevada evolução dos precipitados indicando uma possível formação da fase β' na Amostra 10.

Figura 6. Imagens obtidas por MO – 200x: a) Amostra 7; b) Amostra 8; c) Amostra 9; d) Amostra 10



Como é possível observar, as amostras envelhecidas a 200°C tem uma estrutura de precipitados mais grosseira e menos homogeneamente distribuída que as amostras envelhecidas a 160°C.

2.2.2. Microdureza Vickers (HV)

Os resultados dos ensaios de Microdureza Vickers estão expostos na Figura 7. Na Figura as duas retas constantes são representadas pela amostra comercial (Amostra 1) e pela amostra recozida (Amostra 2).

Como era esperado a Amostra 2 foi a de menor dureza, uma vez que no estado recozido o material está no estágio de equilíbrio e todos os tratamentos realizados previamente são anulados.

A Amostra 1, está de acordo com seu certificado de qualidade, uma vez que para durezas muito baixas a escala Vickers e Brinell são muito próximas. Em seu certificado de qualidade a amostra vem com 90 HB (Dureza Brinell) e foi medida uma dureza de 95,30 HV, ou seja, a dureza também foi a esperada.

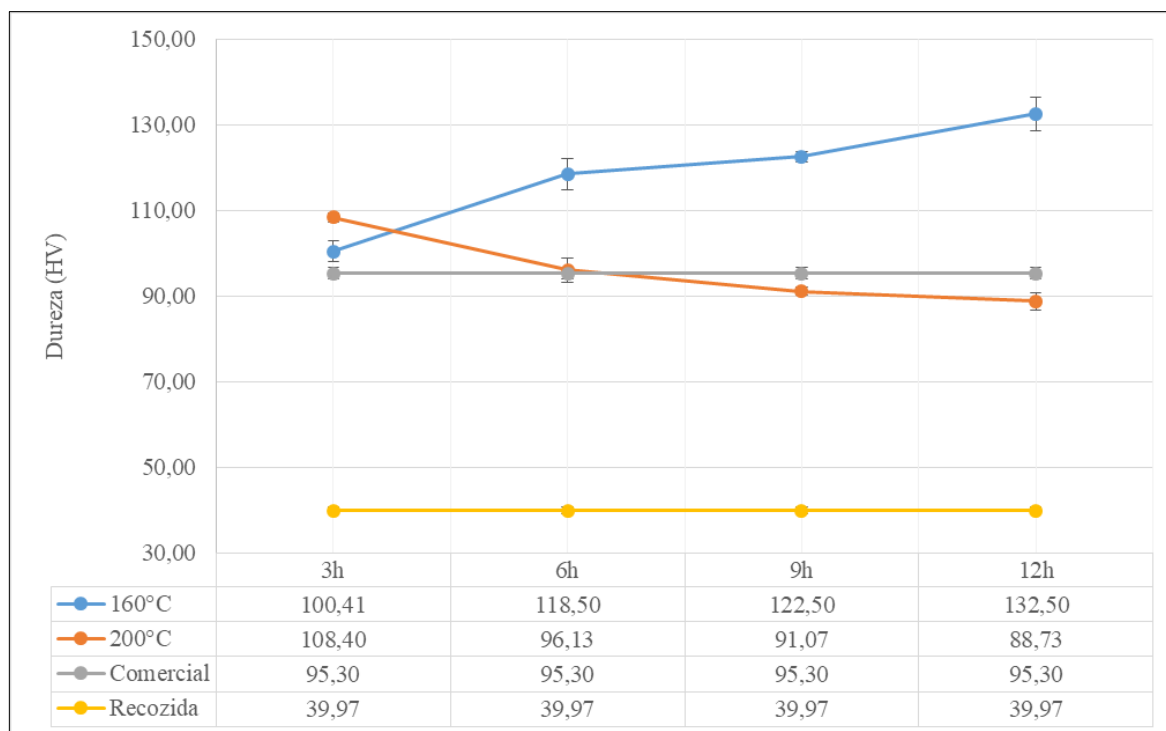
As amostras envelhecidas a 160°C foram aquelas que obtiveram maiores durezas, isto é devido ao fato de sua temperatura de envelhecimento ser menor, proporcionando assim uma estrutura mais refinada e melhor dispersa na matriz. Contudo seu pico de dureza demora mais para ser alcançado. Fato que pode ser evidenciado pela curva em azul, uma vez que só se alcança o pico de dureza após 12h de envelhecimento a 160°C. O fato da dureza aumentar com o aumento do tempo de envelhecimento foi observado por Ozturk et al. (2010), em seus estudos ele observou que para pouco tempo de envelhecimento começa a ocorrer a formação das zonas GP e a medida que o tempo aumenta essas zonas dão lugar as fases β .

Para as amostras envelhecidas a 200°C é possível observar que o pico de dureza foi alcançado após 3 horas de envelhecimento, sendo maior que a dureza alcançada na amostra envelhecida a 160°C e na amostra comercial. Ou seja, o processo de aumento de dureza é acelerado com o aumento da temperatura (Callister e Rethwisch, 2012). Contudo a medida que o tempo de envelhecimento aumenta a dureza diminui, evidenciando que numa temperatura de 200°C ocorre já uma queda na dureza após 3 horas de tratamento. Também fica evidenciado no gráfico que a amostra envelhecida a 200°C durante 6 horas foi a que teve dureza semelhante a dureza da amostra comercial.

Como já havia o indício pela microscopia, as amostras com 9 e 12 horas de envelhecimento a 200°C apresentaram uma dureza inferior a amostra envelhecida durante 3 e 6 horas, isto ocorre porque para tempos de envelhecimento elevados a temperaturas mais altas ocorre o fenômeno do super envelhecimento, ou seja, inicia a formação da fase β' e assim as propriedades mecânicas tendem a cair. Confirmando os resultados obtidos por Ozturk et al. (2010), que para um envelhecimento de uma liga da família 6xxx durante 120 minutos a 200°C foi atingida uma dureza de ~90 HV e para envelhecimentos de 1080 minutos ou superior a dureza diminui para ~85HV.

Por último fica evidente que apenas realizando um tratamento térmico é possível aumentar a dureza do material em níveis de mais de 200% se comparada com a amostra recozida, como ocorreu com a amostra envelhecida a 160°C durante 12 horas (132,50 HV).

Figura 7. Dureza Vickers



3. CONCLUSÕES

- Aplicando o tratamento térmico adequado é possível aumentar as propriedades do material em níveis de mais de 200%;
- O aumento do tempo de envelhecimento causa o crescimento dos precipitados;
- O aumento da temperatura de envelhecimento acelera o processo de aumento de dureza;
- O aumento da temperatura juntamente com o aumento do tempo de envelhecimento causam super envelhecimento;
- Para a temperatura de 160°C de envelhecimento foram atingidos níveis de dureza maiores do que as amostras envelhecidas a 200°C;
- A amostra que apresentou maior dureza foi a envelhecida durante 12 horas a 160°C;
- A amostra com 6 horas de envelhecimento a 200°C foi a que mais se aproximou da amostra comercial.

4. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Departamento de Engenharia Química da UNINASAU, ao Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE), ao CNPq e a CAPES.

5. REFERÊNCIAS

- ALCOA. “Aluminium Company os America. Ligas e Têmperas de Extrusão”. 2014.
- ASTM E92-17. Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- Azzam, D., Menzemer, C.C., Srivatsan, T.S., 2010. “The fracture behavior of na Al-Mg-Si alloy during cucling fatigue”. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, p. 5341-5345.

- Barbosa, C., 2014. Metais não ferrosos e suas ligas: microestrutura, propriedades e aplicações. E-papers, Rio de Janeiro, 1ª edição.
- Callister, W.D.Jr.; Rethwisch, D.G., 2012. Ciência e Engenharia dos Materiais uma Introdução. LTC, Rio de Janeiro, 8ª ed.
- Maisonnette, D., Suery, M., Nelias, D., Chaudet, P., Epicier, T., 2011. “Effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy”. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, p. 2718-2724.
- Ozturk, F., Sisman, A., Toros, S., Kilic, S., Picu, R.C., 2010. “Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy”. *Materials and Design*, Vol. 31, p. 972-975.

6. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

Os autores são os únicos responsáveis pelas informações incluídas neste trabalho.