

ESTUDO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO DA LIGA DE ALUMÍNIO AA6061

Edlaine da Silva Luz Cardoso ⁽¹⁾ (edlaneluz@gmail.com), Aline Ferro Corrêa ⁽¹⁾ (alineferro.eng@gmail.com), Diogo Monteiro do Nascimento ⁽¹⁾ (diogomonteiro.nascimento@gmail.com), Moisés Euclides da Silva Junior (juniormois7@hotmail.com), Oscar Olimpio de Araujo Filho ⁽¹⁾ (oscar.oaraujo@ufpe.br)

⁽¹⁾ Universidade Federal de Pernambuco (UFPE); Departamento de Engenharia Mecânica ou Setor

RESUMO: *O alumínio e suas ligas têm grande relevância em relação aos demais metais e suas ligas devido à sua abundância na superfície terrestre, sua baixa densidade (cerca de 3 vezes menor que a do aço) e suas propriedades adaptáveis à aplicação projetada. O potencial adaptativo do alumínio vem dos elementos de liga, dos tratamentos térmicos e dos trabalhos mecânicos a que são submetidos. A liga de alumínio AA6061 denominada liga terciária de Al-Mg-Si, apresenta maior soldabilidade e resistência à corrosão comparado às outras ligas termicamente tratáveis (Al-Zn-Mg e Al-Cu). Assim, as ligas da série 6XXX são as mais utilizadas comercialmente. Este trabalho tem como objetivo apresentar a liga de alumínio Al-Mg-Si amostras a diferentes tratamentos térmicos, em temperaturas de envelhecimento de 200°C, 160°C durante 6 horas e em temperatura ambiente por 20 dias, com a finalidade de avaliar o impacto dos tratamentos aplicados na composição e na microdureza do material. A análise da microestrutura foi realizada por Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura. A caracterização mecânica foi realizada pelo ensaio de Microdureza Vickers. Por meio da Espectroscopia de Energia Dispersiva foi possível identificar as concentrações dos componentes e os prováveis precipitados metaestáveis de Mg₂Si, responsáveis pelo endurecimento da liga.*

PALAVRAS-CHAVE: LIGA DE ALUMÍNIO AA6061, TRATAMENTO TÉRMICO, SOLUBILIZAÇÃO, ENVELHECIMENTO.

STUDY OF HEAT TREATMENTS FOR SOLUBILIZATION AND AGING OF ALUMINUM ALLOY AA6061

ABSTRACT: *Aluminum and its alloys have great relevance over other metals and their alloys due to their abundance on the earth's surface, their low density (about 3 times less than steel) and their adaptable properties to the designed application. The adaptive potential of aluminum comes from the alloying elements, heat treatments and mechanical work to which they are subjected. The AA6061 aluminum alloy, called Al-Mg-Si tertiary alloy, has greater weldability and corrosion resistance compared to other heat-treatable alloys (Al-Zn-Mg and Al-Cu). Thus, the 6XXX series alloys are the most commercially used. This work aims to submit Al-Mg-Si aluminum alloy samples to different heat treatments, at aging temperatures of 200°C, 160°C for 6 hours and room temperature for 20 days, evaluating the impact of applied treatments on the composition and microhardness of the material. The analysis of the microstructure was performed using Optical Microscopy and Scanning Electron Microscopy. The mechanical characterization was performed using the Vickers microhardness test. The Energy Dispersive Spectroscopy was utilized to identify the concentrations of the components as well as the probable metastable precipitates of Mg₂Si, responsible for the hardening of the Al-Mg-Si alloy.*

KEYWORDS: ALUMINUM ALLOY AA6061, HEAT TREATMENT, SOLUBILIZATION, AGING.

1. INTRODUÇÃO

Os metais têm desempenhado um papel crucial na evolução da sociedade, devido ao desenvolvimento de tecnologias e processos de refino e mineração que se tornaram cada vez mais eficientes e economicamente viáveis. Estes avanços permitiram a incorporação dos metais em diversos aspectos do cotidiano, como em embalagens, estruturas e automóveis, entre outras aplicações. Dentre os materiais metálicos, o alumínio (Al) e suas ligas têm se destacado por suas propriedades adequadas para uma ampla gama de aplicações, além de ser o elemento metálico mais abundante na crosta terrestre (LUMLEY, 2011).

As ligas de alumínio Al-Mg-Si, em particular, apresentam características notáveis, como resistência à corrosão, alta conformabilidade, boa estampabilidade, bom acabamento superficial e resistência mecânica moderada. A liga AA6061, uma das mais utilizadas dentro deste grupo, é amplamente aplicada em estruturas devido a essas propriedades (SHEPPARD, 2011).

As ligas de alumínio AA6061 contêm magnésio (Mg) e silício (Si) como principais elementos de liga, e sua resistência e dureza são significativamente aumentadas através do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (VOORT, 2006).

Essas ligas possuem duas características que justificam seu uso extensivo: endurecimento por precipitação, o que as torna tratáveis termicamente, e a facilidade de extrusão (AL., 1992). Comparadas com outras ligas termicamente tratáveis, como Al-Zn-Mg e Al-Cu, as ligas Al-Mg-Si apresentam melhor soldabilidade e resistência à corrosão, além de serem mais facilmente trabalhadas (PICKERING, 1992).

Nas ligas da série 6XXX o magnésio e o silício combinam-se para formar o composto intermediário Mg_2Si , que antes de atingir o equilíbrio no superenvelhecimento, é o responsável pelo endurecimento dessas ligas. A solubilização da fase Mg_2Si (beta) na matriz rica em alumínio (alfa) aumenta com a elevação da temperatura (BARBOSA, 2014).

Quando o tratamento de solubilização e envelhecimento artificial controlado permitem a precipitação da segunda fase (beta) a partir de uma solução supersaturada. Isso facilita a formação de precipitados finos e distribuídos de maneira uniforme, por consequência disso ocorre um aumento relevante na dureza do material (HATCH, 1990), (BARBOSA, 1991).

Aos poucos, os átomos de magnésio difundem-se para esses aglomerados de silício e ligando-se a estes formam as zonas de Guinier-Preston (GP). A formação destas zonas GP é rápida a 200°C. O formato destas é aproximadamente esférico e à medida que crescem, permutam-se em precipitados com aparência de agulhas, denominadas pela literatura de β'' (HORN, 1967). As zonas GP podem exercer a função de núcleos para a formação de precipitados intermediários (RACK, 1977).

Quando tempos de envelhecimento a 200°C são muito longos, superiores a 12 horas, surge o precipitado de equilíbrio β , totalmente incoerente com a matriz alumínio. Este precipitado, cuja composição química corresponde à relação estequiométrica Mg_2Si , possui formato de plaqueta e tamanhos relativamente grandes. Sua presença está associada ao amolecimento da liga, ocasionado pelo superenvelhecimento. A sequência de precipitação nas ligas Al-Mg-Si seria a seguinte (HATCH, 1990): Solução sólida > zonas GP (esféricas) > β'' (agulhas) > β' (bastonetes) > β (plaquetas quadradas): Mg_2Si (BARBOSA, 2014). A Figura 1 mostra a fase β'' .

FIGURA 1: Imagem do precipitado na fase β'' na liga Al-Mg-Si 6063.



Fonte: (Barbosa, 2014).

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Utilizou-se um tarugo de liga de Alumínio AA6061, com comprimento total de aproximadamente 200mm e diâmetros de 25mm e 12mm. A Figura 2 apresenta o material recebido para pesquisa e os cortes feitos para separar as amostras.

As temperaturas de recozimento, solubilização e envelhecimento artificial de 160°C foram baseadas em artigo (ABOULKHAIR *et al.*, 2016). A temperatura de envelhecimento artificial de 200°C foi baseada no livro Metais Não-Ferrosos (BARBOSA, 2014).

FIGURA 2: 1. Material recebido para estudo; 2. Cortes do material para obtenção das amostras.

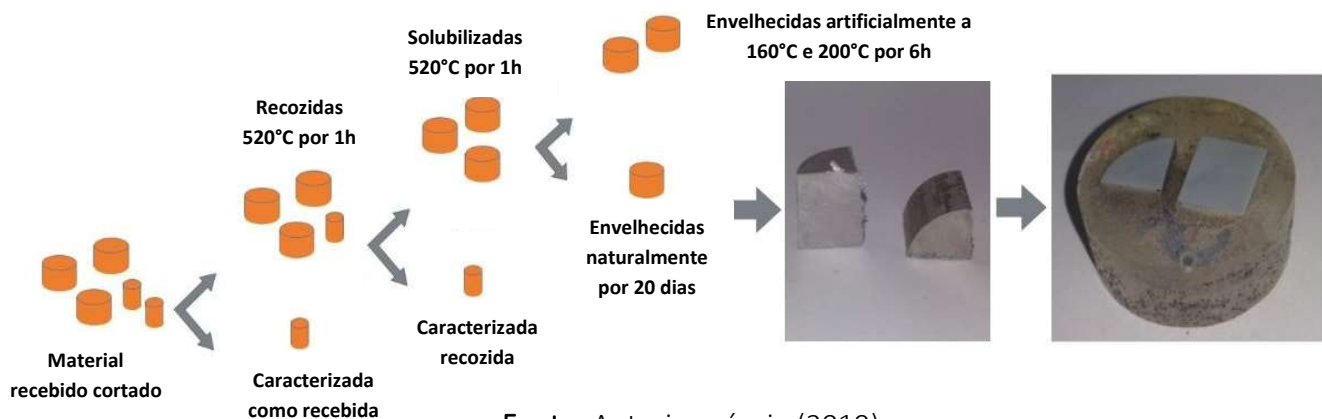


Fonte: Autoria própria (2019).

2.1 Preparação Metalográfica

A Figura 3 ilustra de maneira didática como cada amostra foi separada para seus determinados tratamentos.

FIGURA 3: Ilustração da separação de cada amostra. Corte (seções transversal e longitudinal). Amostra envelhecidas artificialmente embutida, lixada e polida.



Fonte: Autoria própria (2019).

Uma delas foi reservada para ser caracterizada da mesma maneira que foi recebida, ou seja, não receberá nenhum tipo de tratamento térmico. As outras quatro foram recozidas a 520°C por 1 hora. Quando já estavam em temperatura ambiente, uma amostra foi separada para ser estudada apenas com o recozimento; as outras três amostras foram envelhecidas artificialmente: uma a 160°C, outra a 200°C e por fim, outra naturalmente. Estas foram novamente cortadas para facilitar no desenvolvimento das etapas futuras, deixando expostas as seções transversais e superficiais (como mostra ainda a Figura 3). Estes cortes foram feitos com o intuito de analisar se existia algum tipo de anisotropia, alguma mudança de propriedade em determinadas direções nas seções.

Significa que cada amostra envelhecida ficou com duas partes do material, uma para ser estudada a seção longitudinal e outra a transversal. Em seguida, no laboratório de Metalurgia do Pó do INTM (Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais), foram levadas ao forno para serem solubilizadas a uma temperatura de 520°C por 1 hora e foi realizada uma têmpera em água em cada uma delas. Após solubilizadas duas foram envelhecidas artificialmente, ambas passaram 6 horas em fornos diferentes, um com temperatura de 160°C e o outro com 200°C. A terceira amostra solubilizada foi envelhecida naturalmente, temperatura ambiente, passando um tempo de envelhecimento de 20 dias.

Após todo o processo de tratamento térmico foi iniciado a preparação metalográfica no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE. Esta etapa é necessária para deixar as amostras apresentáveis, retirando ao máximo os arranhões da superfície, deixando-as sem manchas e totalmente planas.

As amostras foram todas embutidas a frio, posteriormente, cada amostra foi para a etapa de lixamento manual úmido utilizando lixas de granulometria 180, 220, 320, 400, 600 e 1200, nesta sequência. Finalizado o lixamento as amostras foram polidas, neste processo foi utilizado um pano de polimento, uma pasta de diamante de $3\mu\text{m}$ e um lubrificante para diminuir o atrito entre o pano e a amostra.

2.2 Ataque químico e análise microestrutural: Microscopia Óptica e Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A tarefa subsequente envolveu o ataque químico, utilizando uma mistura de ácido fluorídrico a 0,5% diluído em água, aplicada por 15 segundos na superfície de cada amostra. Este é um reativo universal para as ligas de alumínio (ROHDE, 2010). As superfícies das amostras foram polidas para garantir uma adequada refletividade da luz. Em seguida, foi utilizado um Microscópio Óptico do Laboratório de Microscopia Óptica (MO) do Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM), modelo Axio da marca Zeiss, com ampliações de 50x, 100x, 200x e 500x.

2.3 Análise mecânica: Ensaio de microdureza vickers

Cada amostra foi submetida ao ensaio de microdureza Vickers em acordo com a norma ASTM-E384 (Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials). As indentações foram realizadas pelo Microdurômetro da marca Inside modelo ISH-TDV100. O ensaio de microdureza foi realizado no laboratório de Microscopia e Caracterização Macroestrutural do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE. Cada indentação durou em média 12 segundos e a carga aplicada foi de 0,5 kgf. Como foram efetuadas 5 indentações, obteve-se 5 valores de dureza Vickers, sendo preciso calcular a média e o desvio padrão para cada amostra.

3. RESULTADOS

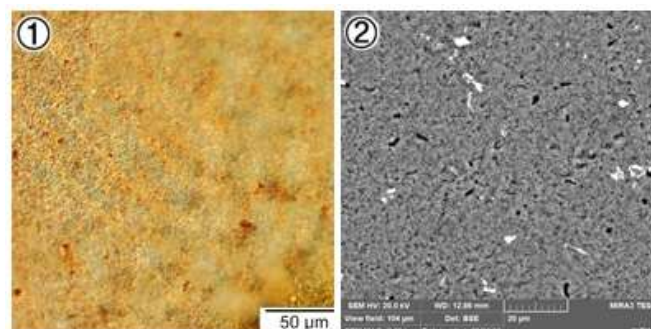
Os resultados são descritos por meio de tabelas, gráficos, figuras e dados obtidos durante os ensaios realizados na fase anterior. As ideias centrais da discussão foram calcadas na abordagem

objetiva dos dados levantados a fim de se obter interpretações claras, precisas e sintéticas dos resultados.

3.1 Amostra 1: Sem tratamento térmico

Observando a Figura 4.1 obtida na Microscopia Óptica (MO) com magnificação de 500x; a Figura 4.2 ilustra a imagem da mesma amostra capturada pela caracterização do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com magnificação de 2000x, da amostra recebida para pesquisa da liga de alumínio AA6061. Percebe-se algumas regiões com grãos em tonalidade escura que supostamente devem ser precipitados Mg_2Si .

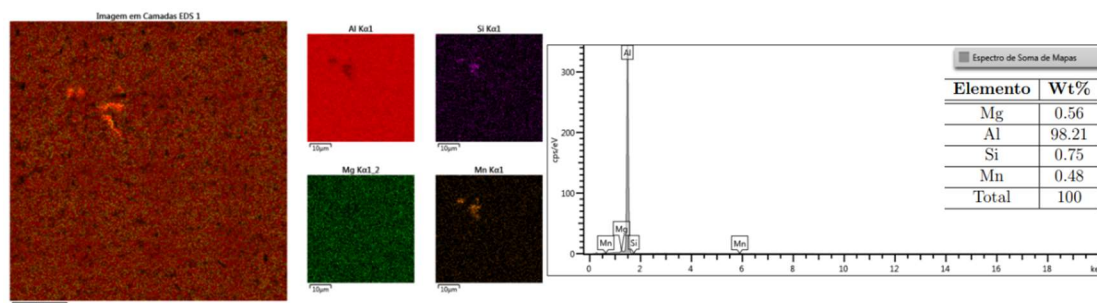
FIGURA 4: Amostra sem tratamento. 1: MO com magnificação de 500x. 2: MEV com magnificação de 2000x.



Fonte: Autoria própria (2019).

Com o auxílio da Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) pode-se obter a composição dos elementos contidos na seção analisada da amostra. A Figura 5 mostra a composição de maneira semi-quantitativa dos elementos e suas porcentagens em peso.

FIGURA 5: EDS da seção transversal da amostra 1. Espectro dos elementos e suas porcentagens em peso (Wt%).



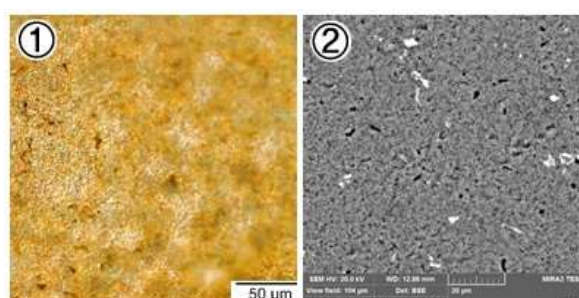
Fonte: Autoria própria (2019).

Através do (EDS) pode-se identificar os elementos de maiores concentrações contidos na matriz de alumínio são o magnésio e o silício. O manganês é o elemento que está mais concentrado na região esbranquiçada, como pode ser visto em destaque na Figura 5.

3.2 Amostra 2: Recozida

Foi a recozida a 520°C por 1 hora. A Figura 6 ilustra a imagem obtida na microscopia óptica com a magnificação de 500x e a microscopia eletrônica de varredura ampliada 2000x, respectivamente.

FIGURA 6: Amostra recozida 1: MO. 2: MEV



Fonte: Autoria própria (2019).

De acordo com as imagens mostradas, é factível visualizar regiões em tons escuros na Figura 6.1 e de cor preta na Figura 6.2. Provavelmente essas regiões são devido aos precipitados que estão espalhados e aparentam ser poucos e de tamanhos pequenos não sendo suficiente para impedir o movimento das discordâncias.

3.3 Amostra 3: Envelhecida artificialmente a 160°C

O primeiro a ser analisado é o envelhecimento artificial a 160°C durante 6 horas. A Figura 7 apresenta as imagens das seções longitudinal e transversal da amostra, respectivamente, obtidas no MO com a magnificação de 200x.

FIGURA 7: MO da amostra 3 envelhecida a 160°C. 1: Seção Longitudinal, 2: Seção transversal. ampliação 200x com escala de 100µm.

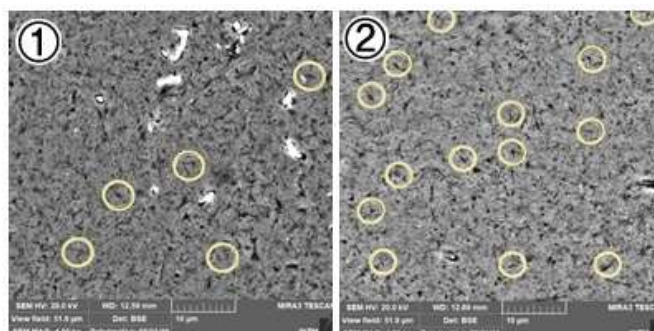


Fonte: Autoria própria (2019).

A imagem permite encontrar uma região ampla da superfície da amostra. Percebe-se a presença de pontos escuros, estes são os precipitados de Mg_2Si que foram formados durante o envelhecimento. São precipitados totalmente coerentes na matriz de alumínio.

A Figura 8 mostra essas mesmas seções, longitudinal e transversal, da amostra através do MEV ambas com a magnificação de 4000x. As imagens de alta resolução do MEV permitem facilmente a visualização dos precipitados. O tratamento com a temperatura de envelhecimento de 160°C durante 6 horas os precipitados metaestáveis β'' foram formados. Pelas imagens pode-se verificar a presença destes precipitados (partículas de cor preta) bem distribuídos na superfície ampliada. Esse precipitado metaestável é o responsável pela obtenção do aumento da dureza nas ligas Al-Mg-Si.

FIGURA 8: MEV da amostra envelhecida a 160°C. 1: Seção Longitudinal. 2: Seção transversal.



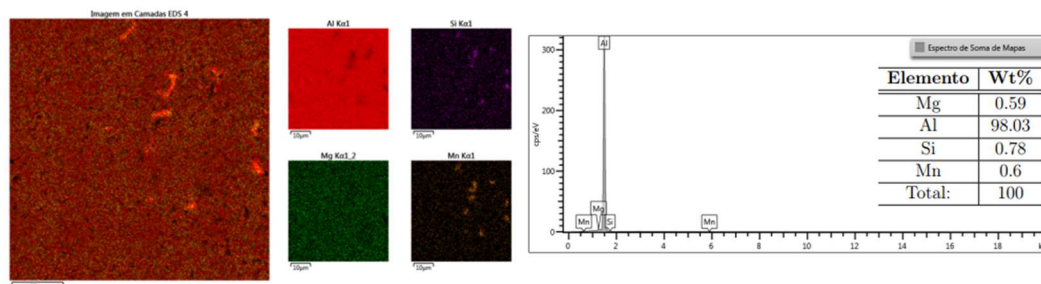
Fonte: Autoria própria (2019).

3.3.1 Seção Longitudinal

Através da Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) é possível visualizar a distribuição dos elementos com maiores concentrações na área ampliadas. As regiões de cor branca possuem o manganês em altas concentrações, já as regiões menores de cor preta têm concentrações elevadas de magnésio e silício. Essas partículas na cor preta são devido a precipitação dos solutos (Mg e Si). São precipitados de Mg_2Si ainda na fase β'' , fase de transição, pois ela se forma depois das zonas de Guinier-Preston e antes das fases β' e β .

Essas fases, β' e β , formam em temperaturas superiores a 200°C e com tempos superiores às 6 horas (HATCH, 1990). A Figura 9 apresenta como os elementos ocupam a região analisada, sendo fácil identificar quais os componentes que estão concentrados em determinados pontos em destaque, os elementos e suas porcentagens em peso.

FIGURA 9: EDS da seção longitudinal da amostra envelhecida a 160°C. Espectro dos elementos e suas porcentagens em peso (Wt%).



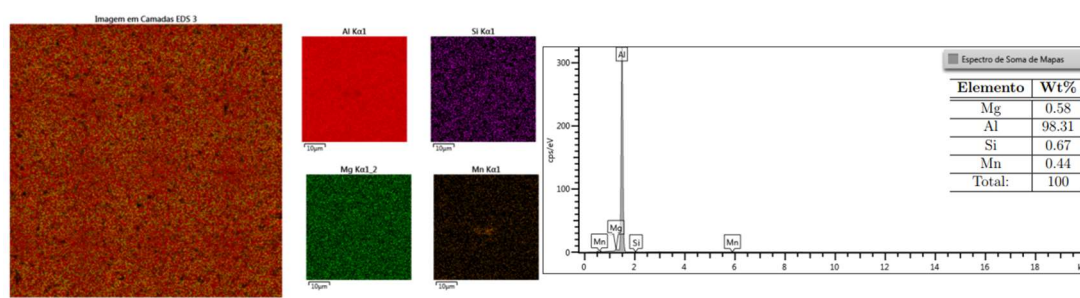
Fonte: Autoria própria (2019).

3.3.2 Seção Transversal

Estudando a seção transversal da amostra 3, pode ser visto uma região uniforme, aparentemente com elementos distribuídos de maneira igual, pode ser visto na Figura 10. Percebendo a falta das regiões esbranquiçadas, conclui-se que o manganês pode estar nessa superfície em teores ainda menores ou pode não estar presente.

Continuando a verificação, o foco está na presença das partículas pretas que estão presentes em todas as amostras. Essas partículas são de Mg_2Si , que já foram denominadas de precipitados, elas revelam com uma distribuição praticamente constante, presentes em toda área da superfície. Estes precipitados estão na fase β'' , fase de transição, pois esta fase se forma depois das zonas de Guinier-Preston e antes das fases β' e β . Esta uniformidade de partículas precipitadas presenteia ao material a garantia de um elevado endurecimento.

FIGURA 10: EDS da seção transversal da amostra envelhecida a 160°C. Espectro dos elementos e suas porcentagens em peso (Wt%).

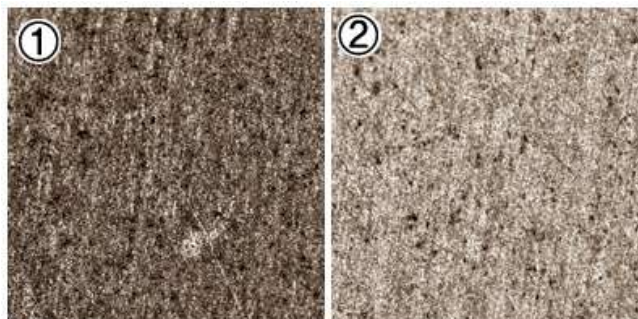


Fonte: Autoria própria (2019).

3.4 Amostra 4: Envelhecida artificialmente a 200°C

A Figura 11 revela a estrutura da amostra envelhecida artificialmente a 200°C por 6 horas através do MO ampliada 200x, mesmo um pouco claro, é possível identificar os precipitados Mg_2Si , regiões em formas de ponto e de cor escura.

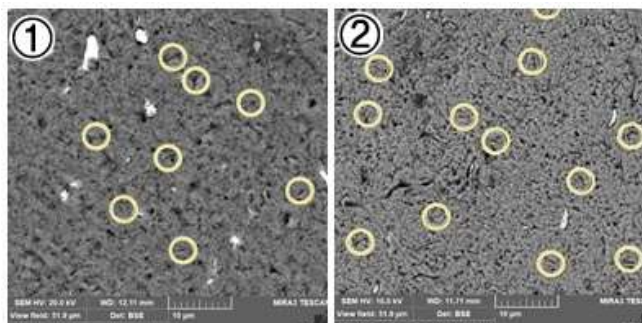
FIGURA 11: MO da amostra envelhecida a 200°C. 1: Seção Longitudinal. 2: Seção transversal. Ambas ampliadas em 200x no MO com escala de 100µm.



Fonte: Autoria própria (2019).

Com uma resolução maior, permitida pela Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) com magnificação de 4000x, é facilmente possível a visualização dos precipitados na Figura 12 (partículas de cor preta). Como a duração de envelhecimento foi o mesmo que o da amostra 3, então estes precipitados de Mg_2Si continuam sendo de fase β'' , precipitado metaestável e de transição.

FIGURA 12: MEV da amostra envelhecida a 200°C. 1: Seção longitudinal. 2: Seção transversal.

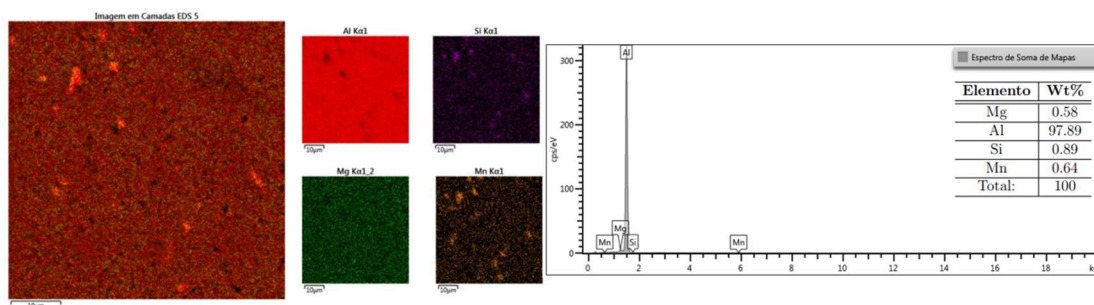


Fonte: Autoria própria (2019).

3.4.1 Seção Longitudinal

Através da Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) é possível encontrar a distribuição dos elementos com maiores concentrações na área ampliadas. A Figura 13 apresenta como os elementos ocupam a região de estudo, sendo fácil identificar quais os componentes que estão concentrados em determinados pontos. Encontram-se regiões de cor branca, que analisando a imagem do EDS pode ser observado uma elevada concentração nessas regiões de intensidade clara.

FIGURA 13: EDS da Seção longitudinal da amostra envelhecida a 200°C. Espectro dos elementos e suas porcentagens em peso (Wt%).



Fonte: Autoria própria (2019).

A existência do manganês é confirmada pela tabela inserida na Figura 13 que mostra a presença do Mn de forma quantitativa, com 0,64% de porcentagem em peso na amostra. Também se percebe a porcentagem em peso do Mg com 0,58% e o Si com 0,89%, ambos presentes no material com valores coerentes com suas respectivas composições na liga.

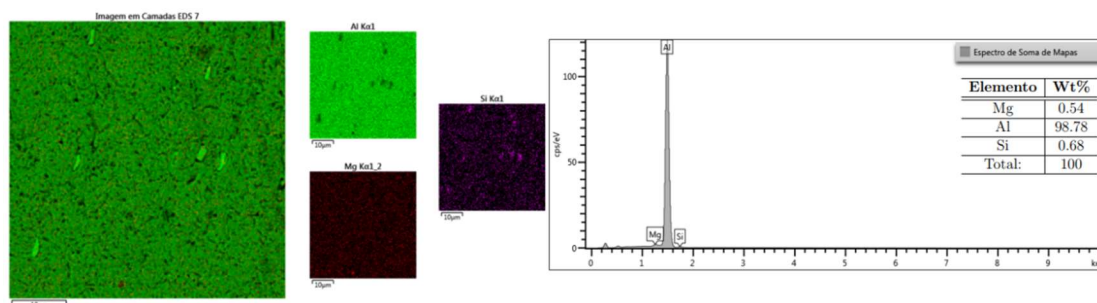
O manganês apareceu com concentração elevada nos pontos em destaque nas imagens obtidas pelo EDS. Quando as partículas finas, que são dispersoides com teor maior de manganês, atuam como obstáculos ao movimento dos contornos de grão, fazendo com que ocorra um retardo na recristalização e no crescimento de grão (THANABOONSOMBUT, 1997).

3.4.2 Seção Transversal

Estudando a seção transversal da amostra 4, pode-se notar a presença concentrada do elemento silício nas regiões que aparentam diferença em relação ao restante da área ampliada, isto na Figura 14. Com o EDS foi possível analisar de forma semi-quantitativa a concentração dos elementos em cada superfície e os picos dos espectros de cada elemento. Como a matriz é de alumínio o seu pico será sempre o maior e o mais destacável. O percentual em peso (Wt%) de silício é de 0,68%, superando a do magnésio, mostra a tabela na Figura 14.

Verifica-se também a presença das partículas escuras, os denominados precipitados de Mg_2Si .

FIGURA 14: EDS da seção transversal da amostra envelhecida a 200°C. Espectro dos elementos e suas porcentagens em peso (Wt%).

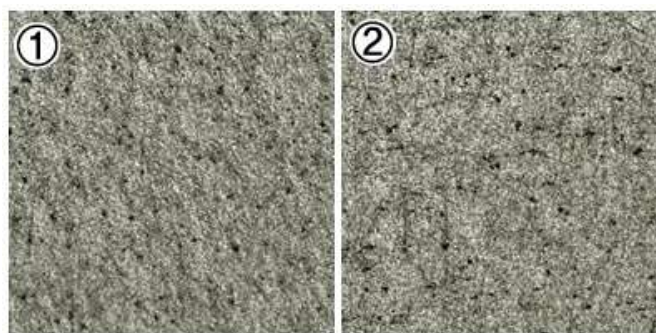


Fonte: Autoria própria (2019).

3.5 Amostra 5: Envelhecida naturalmente

No envelhecimento natural a amostra envelheceu durante 20 dias em temperatura ambiente. A Figura 15 revela a estrutura da amostra através do MO ampliado 200x. É possível identificar os precipitados Mg_2Si , regiões em formato esférico e de cor levemente escura.

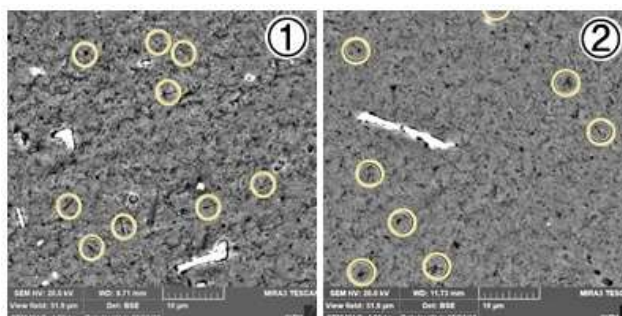
FIGURA 15: MO da amostra envelhecida naturalmente. 1: Seção longitudinal. 2: Seção transversal.



Fonte: Autoria própria (2019).

Em seguida, com uma resolução maior, permitida pelo MEV com ampliação de 4000x, foi facilmente possível a visualização dos precipitados Mg_2Si . Na imagem da Seção longitudinal Figura 16 a distribuição dos precipitados aparenta estar uniforme, ou seja, há uma maior diluição das partículas de precipitação em relação a seção transversal.

FIGURA 16: MEV da amostra envelhecida naturalmente. 1: Seção longitudinal. 2: Seção transversal.

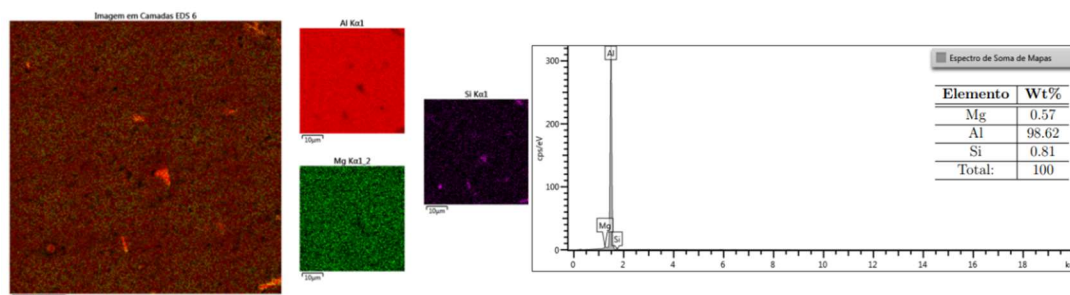


Fonte: Autoria própria (2019).

3.5.1 Seção Longitudinal

Analizando o EDS da Seção longitudinal encontrou-se regiões de pontos de concentração com teores elevados de silício. É fácil perceber devido a imagem que contém a distribuição do silício e os espectros dos elementos indicada na Figura 17. Verificando o EDS do Si e comparando com a da imagem da amostra que possui a soma de todos os elementos, pode-se concluir que as regiões que se destacam têm o elemento Si com elevada concentração.

FIGURA 17: EDS da Seção longitudinal da amostra envelhecida naturalmente. Espectro dos elementos e suas porcentagens em peso (Wt%).



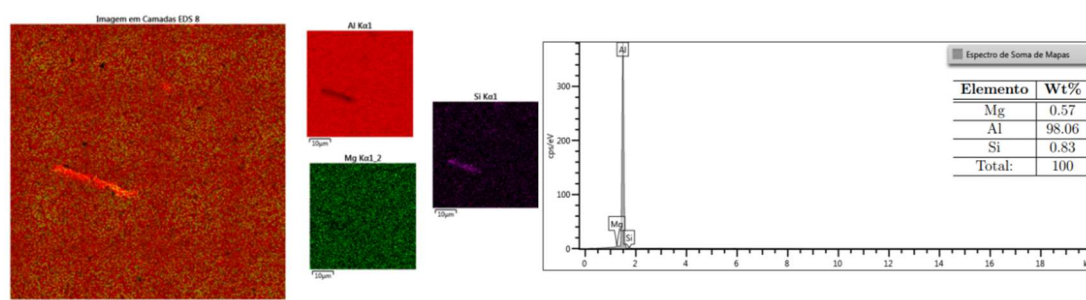
Fonte: Autoria própria (2019).

Percebe-se um elevado pico de alumínio e outros dois picos de magnésio e silício. Devido à maior presença destes elementos, pode-se dizer que os precipitados formados são os Mg_2Si supostamente na fase intermediária e coerente, β'' .

3.5.2 Seção Transversal

Estudando a seção transversal da amostra 5, novamente nota-se a presença concentrada do elemento silício. É possível notar uma região mais clara e longilínea, nesta região é formada em grande de silício, pois pode perceber essa mesma região no EDS do Si, observando a Figura 18. Através da verificação do EDS pode-se analisar de forma semi-quantitativa a concentração dos elementos em cada superfície, verifica-se a presença dos elementos através dos espectros de concentração.

FIGURA 18: EDS da seção transversal da amostra envelhecida naturalmente. Espectro dos elementos e suas porcentagens em peso (Wt%).



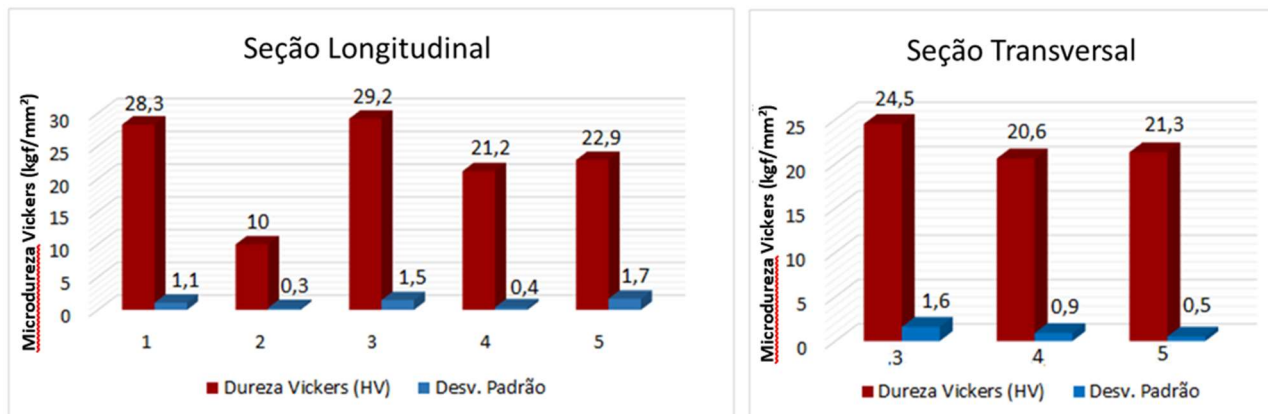
Fonte: Autoria própria (2019).

O percentual em peso (Wt%) de silício é de 0,83%, superando a do magnésio que é de 0,57%. Isto implica que foram formados os precipitados Mg_2Si durante o envelhecimento. O envelhecimento natural precisou de 20 dias para possuir tais características, pois a cinética do processo é lenta devido a pequena temperatura de envelhecimento (temperatura ambiente) (BARBOSA, 2014).

3.6 Resultados

A obtenção da propriedade mecânica foi através do ensaio de microdureza Vickers cujos resultados estão evidentes nos gráficos da Figura 19. A barra de cor vermelha indica a microdureza e o desvio padrão pela barra de cor azul. Como para cada seção realizou-se 5 indentações, calculou-se a média da microdureza para cada amostra e suas seções.

FIGURA 19: Gráficos da Microdureza média e desvio padrão das Seções longitudinal e transversal de cada amostra em [kgf/mm²].



Fonte: Autoria própria (2019).

A microdureza média da amostra 1, recebida para pesquisa que não foi tratada termicamente neste trabalho, foi de 28,3 kgf/mm².

A amostra 2, recozida a 520°C por 1 hora, teve uma microdureza de 10,0 kgf/mm². Já era esperado que a microdureza da amostra 2 fosse baixa, pois o recozimento retira todo o tratamento térmico existente no material, deixando o material com resistência mecânica mais baixa, permitindo continuar com o tratamento de solubilização e envelhecimento.

A terceira amostra, solubilizada a 520°C por 1 hora e envelhecida a 160°C por 6 horas, obteve uma microdureza média na Seção longitudinal de 29,2 kgf/mm² e na seção transversal de 24,5 kgf/mm².

A microdureza média da amostra 4, solubilizada a 520°C por 1 hora e envelhecida a 200°C por 6 horas, foi de 21,2 kgf/mm² na Seção longitudinal e de 20,6 kgf/mm² na seção transversal.

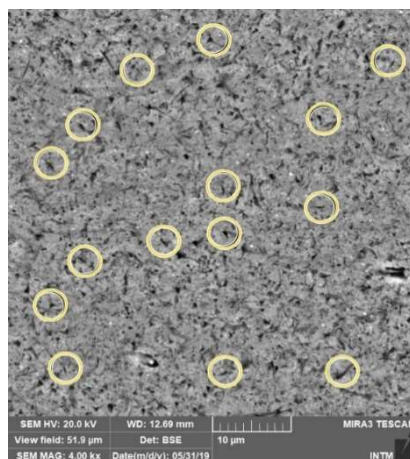
A última amostra, depois do tratamento de solubilização a 520°C durante 1 hora e envelhecida naturalmente por 20 dias, conseguiu uma microdureza média de 22,9 kgf/mm² na Seção longitudinal e de 21,3 kgf/mm² na seção transversal.

Nota-se que a amostra 5 precisou de 20 dias na temperatura ambiente para obter uma dureza semelhante a amostra 4 que levou 6 horas a uma temperatura de 200°C. O envelhecimento artificial é muito mais eficiente, pois é possível alcançar determinado resultado de microdureza de forma rápida e precisa, pois, a temperatura elevada permite o aumento da cinética do processo de precipitação (BARBOSA, 2014).

Com a comparação das microdurezas entre as amostras, conclui-se que a amostra 3 obteve a microdureza mais elevada dentre as outras amostras e seus determinados tratamentos.

Analisando a imagem da microscopia eletrônica de varredura, na Figura 20 percebe-se uma grande uniformidade dos precipitados Mg_2Si na amostra. Estão altamente distribuídos na matriz favorecendo a microdureza indicada nos resultados.

FIGURA 20: MEV da amostra 3 - envelhecida a 160°C que obteve maior valor de microdureza após o tratamento.



Fonte: Autoria própria (2019).

4. CONCLUSÕES

Neste trabalho, o estímulo dos tratamentos térmicos na microestrutura e na propriedade mecânica da liga de alumínio AA6061 foi estudada sob a perspectiva de se explicar os mecanismos de endurecimento da liga associado aos precipitados e suas fases estáveis e metaestáveis, e associar a sua sequência de precipitação com as propriedades da liga.

Referindo-se à microestrutura da superfície do material, identificou-se a presença de precipitados distribuídos ao longo da amostra em todas as amostras tratadas e envelhecidas a temperaturas diferentes (temperatura ambiente, 160°C e 200°C). A formação dos precipitados está associada aos elementos de liga que se apresentam na matriz de alumínio e que possuem baixa solubilidade, como Mg, Si, Mn, Fe. A composição aproximada dessas fases insolúveis foi determinada pelos resultados de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), indicando a existência de fases de equilíbrio Mg_2Si e $AlFeMnSi$.

Analisando as propriedades mecânicas da liga, determinado tempo e temperatura de envelhecimento tem relevante influência sobre a resistência a tração e dureza da liga. Observou-se que a amostrada envelhecida artificialmente a 200°C por 6 horas obteve dureza próxima a amostra envelhecida naturalmente que passou 20 dias para adquirir tal endurecimento. Pode-se concluir que

o envelhecimento artificial é mais eficiente que o natural, pois devido a temperatura superior a temperatura ambiente favorece o aumento da cinética do processo, conseguindo picos de endurecimento em algumas horas, ou seja, em pouco tempo comparado com o tempo de envelhecimento natural que precisa de no mínimo uma semana ou mais para perceber aumento de dureza relevante.

A avaliação da amostra recozida proporcionou concluir melhor sobre o fenômeno de endurecimento por precipitação. Observou-se o tamanho dos precipitados, aproximadamente $1\mu\text{m}$, este tamanho não é suficiente para impedir a movimentação das discordâncias da liga Al-Mg-Si, resultando numa queda na dureza, diminuindo cerca de 65% da dureza em relação ao material recebido, que não foi tratado termicamente durante o trabalho.

Por fim, a temperatura de envelhecimento artificial que resultou na maior dureza entre as amostras estudadas foi a de 160°C durante 6 horas, que proporcionou um aumento de 3% na dureza da Seção longitudinal comparada com a amostra sem tratamento.

REFERÊNCIAS

ABOULKHAIR, N. T.; MASKERY, I.; TUCK, C.; ASHCROFT, I.; EVERITT, N. M. Improving the fatigue behaviour of a selectively laser melted aluminium alloy: Influence of heat treatment and surface quality. *Materials & Design*, Elsevier, v. 104, p. 174{182, 2016. Citado na página 26.

AL., B. et. Extrusion Technology of AlMgSi Alloys. A 5TH INTERNATIONAL ALUMINUM EXTRUSION TECHNOLOGY SEMINAR, v. 2, 1992. Citado na página 14.

BARBOSA, C. Metais não Ferrosos e suas Ligas: Microestrutura, Propriedades e Aplicações. Rio de Janeiro: E-papers, 2014. Citado 12 vezes nas páginas 16, 17, 19, 20, 22, 23, 24, 25, 26, 34, 53 e 57.

FERNANDES, S. M. d. C. Caracterização microestrutural e mecânica da superliga da base de Níquel (Liga 600) após tratamentos térmicos. 325 p. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear) | Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1993. Citado na página 14.

HATCH, J. E. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. Metals Park, USA, 1990. Citado 2 vezes nas páginas 21 e 22.

HORN, K. R. V. Aluminum. ASM, Metals Park, Ohio, 1967. Citado na página 21.

LUMLEY, R. N. Fundamentals of Aluminium Metallurgy: Production, processing and applications. [S.l.]: Woodhead Publishing Limited, 2011. Citado na página 14.

PICKERING, E. R. Welding Aluminum. *Advanced Materials & Processes*, v. 152, n. 4, 1992. Citado na página 15.

RACK, H. J. The Influence of Prior Strain upon Precipitation in a High Purity 6061 Aluminum. Materials Science and Engineering, v. 29, 1977. Citado na página 21.

ROHDE, R. A. Metalografia preparação de amostras: uma abordagem prática. Santo Ângelo, 2010. Citado na página 29.

SHEPPARD, T. Extrusion of Aluminium Alloys. 1. ed. [S.l.]: Kluwer Academic Publishers, 2011. Citado na página 14.

VOORT, G. F. V. Atlas of Aluminum Microstructures. 1. ed. [S.l.]: Taylor & Francis Group, 2006. Citado na página 14.

AGRADECIMENTOS,

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), à Fundação de Amparo à Ciência e Tecnologia de PE(FACEPE) pela concessão da Bolsa de Pesquisa que possibilitou a realização desse estudo. Agradeço, também, à Universidade Federal de Pernambuco - UFPE e ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM) pelos recursos infraestruturais, indispensáveis para o desenvolvimento deste trabalho de pesquisa.

DECLARAÇÃO DE RESPONSABILIDADE

Os autores são os únicos responsáveis por este trabalho.