



## INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO NA LIGA AA 2024 – T351

Triveño Rios Carlos<sup>1,2</sup>, Andrade Lancia Iago<sup>1</sup>

1 - Programa de Pós-Graduação de Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Engenharia e Ciências Sociais, Universidade Federal do ABC (UFABC).

2 - Engenharia de Materiais, Centro de Engenharia e Ciências Sociais, Universidade Federal do ABC (UFABC)

Avenida dos Estados, 5001 - Bairro Santa Terezinha, Santo André – São Paulo,  
CEP: 09210-580, carlos.triveno@ufabc.edu.br\*, iago.lancia@gmail.com  
\*e-mail para correspondência.

### RESUMO

A liga de 2024-T351 é amplamente utilizada em estruturas aeronáuticas, aeroespaciais, peças automotivas e em aplicações de engenharia, devido a sua boa relação resistência/peso e resistência à fadiga. A liga 2024 envelhecida naturalmente quando sujeita a temperaturas moderadas como às de envelhecimento artificial pode conduzir a uma diminuição significativa na resistência do material. O presente trabalho tem por objetivo estudar a influência de tratamentos térmicos de envelhecimento em 110, 150, 200, 250 e 300 °C em relação à microestrutura e propriedades mecânicas. Os resultados mostraram que as amostras envelhecidas em 110 e 150 °C exibiram um ligeiro aumento na microdureza e no limite de escoamento compressivo referente à amostra como recebida (2024-T351) devido à presença de precipitados de reforço. Também, se observou uma queda nessas propriedades com aumento da temperatura, sendo a mais crítica em 300 °C, principalmente, devido à formação das fases metaestável S' e estável S (Al<sub>2</sub>CuMg).

**Palavras-chave:** Liga de alumínio 2024-T351, Tratamento térmico, Microestrutura, Ensaio de compressão.

### INTRODUÇÃO

O alumínio 2024 é uma liga de alumínio da série 2XXX, as vezes conhecida como duralumínio (1). Entre as ligas AA 2024 destacam-se as ligas de alumínio; 2024-T351, 2024-T3, 2024-T4, 2024-T3511, 2024-T36, 2024-T8511, etc. Entre elas, uma das ligas muito utilizadas é o alumínio 2024 na condição temperada (T351), é um alumínio típico de alta resistência, amplamente utilizado em estruturas de aeronaves, peças de automóveis e várias outras aplicações de engenharia que exigem boa resistência em temperaturas de até 150 °C (2). Para atingir essa condição estrutural,

a liga metálica é tratada termicamente por solubilização, alívio de tensões após a liga ter sido trabalhada e depois envelhecida naturalmente.

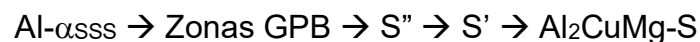
A liga 2024 é constituída principalmente por cobre, seguido de magnésio, e de outros elementos de liga menores, daí que é estudado como um sistema ternário alumínio-cobre-magnésio. Segundo Khan et al (3) e J. Zmywaczyk et al. (4), os mecanismos de reforços da liga 2024-T351 é por múltiplas fases. Assim, o mecanismo de reforço em ligas que contem cobre, o envelhecimento começa com a decomposição natural da solução sólida supersaturada (SSS) contendo excesso de Cu (obtido por tratamento da solubilização e têmpera à temperatura ambiente). Na decomposição da SSS, formam-se as zonas GP1 e GP2 de Guinier–Preston. As zonas GP1, são agregados de plaquetas atômicas ricos em Cu com diâmetros abaixo de 10 nm nos planos de alumínio da família {100}. Já a zonas GP2 tem uma estrutura de camada dupla que consiste de duas zonas GP1 e tem 10 nm de espessura e 150 nm de largura. A zona GP2 às vezes chamada de  $(Al_3Cu-\theta'')$  (5), geralmente é responsável pelo último estágio de endurecimento, enquanto as fases metaestáveis  $\theta'$  e  $S'$  e as fase estáveis  $\theta$  e  $S$  (partículas mais grosseiras) são observadas em amostras sobre envelhecidas (6) conduzindo a um amolecimento da liga. Durante aquecimento a fase primária em solução sólida supersaturada ( $Al-\alpha_{SSS}$ ) pode exibir diferentes sequencias de transformações. Durante envelhecimento artificial a transformação sugerida (7) é dada por:



Durante envelhecimento natural a transformação sugerida (4) é incompleta;



Em ligas ternarias Al-Cu-Mg a transformação sugerida (7) é dada por:



Onde, GPB são as zonas Guinier–Preston–Bagaryatsky (co-aglomerados Cu–Mg),  $S''$  e  $S'$  são as fases metaestáveis de  $Al_2CuMg$ , e  $S$  é a fase precipitada em equilíbrio  $Al_2CuMg$  (estável).

O presente trabalho tem por finalidade estudar a liga 2024-T351 envelhecida naturalmente, através de tratamentos térmicos de recozimento nas temperaturas de envelhecimento de; 110, 150, 200, 250 e 300 °C em relação a sua influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas de limite de escoamento compressivo e na dureza.

## MATERIAIS E MÉTODOS

O material de partida foi um bloco com perfil em L da liga 2024 na condição solubilizada, encruada e envelhecida naturalmente (T351) com propriedades mecânicas estáveis. Os trabalhos experimentais envolveram a fundição da liga 2024-T351 e tratamentos térmicos de envelhecimento em corpos de prova retangulares, cujas dimensões adotadas foram 1.5 x 0.7 x 0.7 cm. Os quais foram submetidos a tratamentos térmicos em forno de resistência, controlado por termopar tipo K em contato com a superfície da amostra e resfriados ao ar. As temperaturas de envelhecimento foram 110, 150, 200, 250 e 300 °C nos tempos de 1; 2,5; 5 e 10 horas.

A avaliação microestrutural foi realizada após lixamento e polimento com suspensão de alumina (1 µm) seguido de ataque químico com solução aquosa de 5% de HF. Para a aquisição de imagens foi empregado o microscópio óptico (MO) de luz refletida Zeiss - AX10, equipado com aquisição de imagens (AxioCamICc5), e, por um microscópio eletrônico de varredura (MEV) compacto (JEOL- JSM-6010), equipado com microanálise por espectrometria de energia dispersiva (EDS).

As propriedades mecânicas foram avaliadas por medidas do limite de escoamento compressivo com 0,2% de deformação obtidas de curvas tensão – deformação compressiva após ensaios de compressão a frio (Instron 3369R). As dimensões dos corpos de prova foram 1.5 x 0.7 x 0.7 cm e foram feitos três ensaios de compressão para cada condição de tratamento térmico. As medidas de microdureza foram realizados usando um microdurometro da Equilam HSV-1000. O valor médio corresponde a 6 medidas de dureza com carga de 1,0 kgf.

## RESULTADOS E DISCUSSÕES

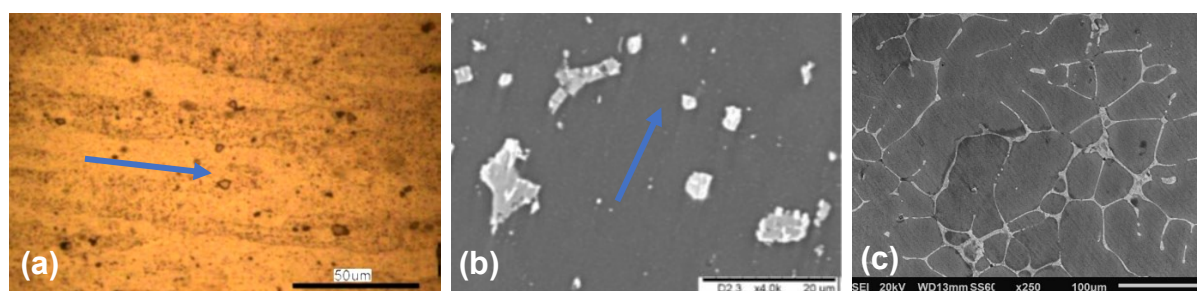
Uma análise de espectrometria de energia dispersiva (EDS-MEV) da amostra como recebida é mostrada na tabela 1, sugerindo que a composição química da liga 2024-T351, obtida em imagens de 120X, exibe resultados próximas à composição química da liga comercializada.

**Tabela 1:** Composição Química da Liga 2024 (% em peso) obtida por EDS-MEV

|                   | Al       | Zn   | Mg      | Cu      | Fe      | Cr   | Si      | Mn      | Ti   |
|-------------------|----------|------|---------|---------|---------|------|---------|---------|------|
| <b>EDS-MEV</b>    | 92,4±0,1 | -    | 1,5±0,1 | 4,5±0,1 | 0,3±0,1 | -    | 0,6±0,1 | 0,7±0,2 | -    |
| <b>Alcoa-2010</b> | 92,00    | 0,25 | 1,50    | 4,40    | 0,50    | 0,10 | 0,50    | 0,60    | 0,10 |

Na micrografia óptica (Fig. 1a) observam-se grãos alongados com comprimentos superiores a 50  $\mu\text{m}$  e alinhados na direção trabalhada, e na micrografia de elétrons secundários se observa presença de fases com tonalidade clara (cinza-claro) de forma irregular, também, alinhados na direção trabalhada (representados pela seta azul, Fig. 1b). Essas fases aparentemente são constituídas por elementos químicos mais pesados, uma vez que a matriz de alumínio em solução sólida é de tonalidade cinza escuro e são fases não dissolvidas durante o tratamento térmico de solubilização (entre 488°C e 499°C (8)). Por outro lado, na micrografia da amostra como fundida (Fig. 1c) observa-se uma estrutura totalmente dendrítica de tonalidade cinza-escuro. A tonalidade cinza-claro corresponde a contornos interdendríticos, região na qual há acúmulo de elementos de liga não retidos na matriz dendrítica de alumínio. O acúmulo de soluto ocorre devido à solidificação lenta do fundido, havendo tempo suficiente para que os excessos de elementos de liga sejam rejeitados da região dendrítica para a região interdendrítica.

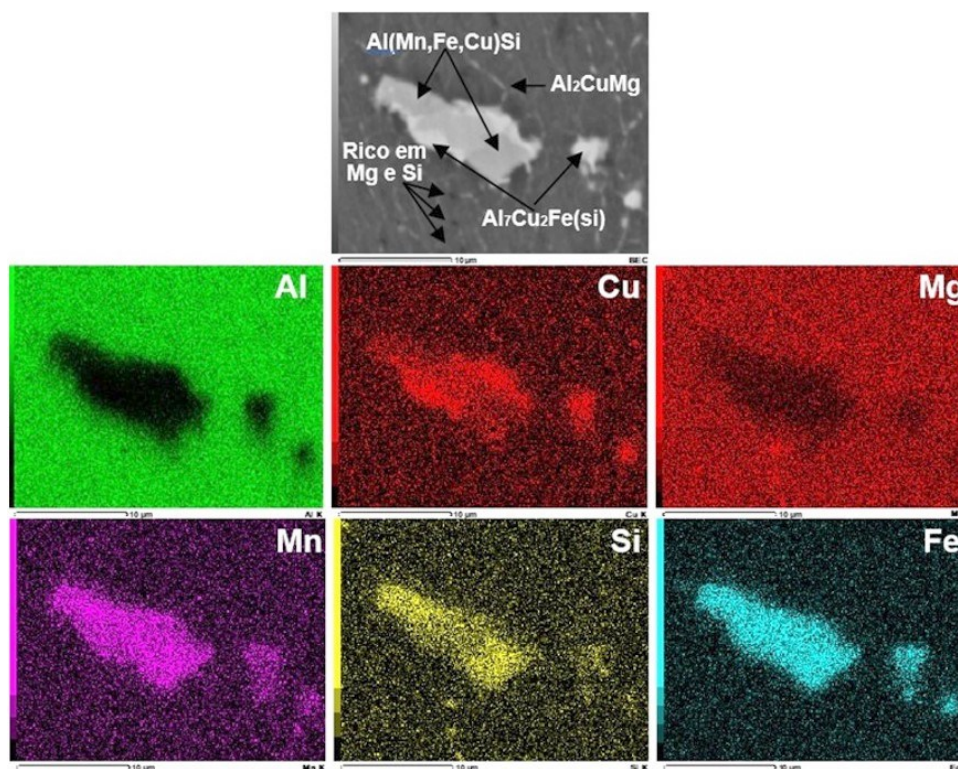
**Fig. 1.** Micrografias da Liga AA 2024-T351 como recebida; a) MO, b) Elétrons secundários (ES)-MEV, e, c) micrografia 2024 (ES-MEV) como fundida.



Na figura 2, observa-se, o mapeamento de distribuição de elementos obtidos por EDS/MEV da amostra de liga 2024-T351 recozida em 300 °C pelo tempo de 10 horas. Esse mapeamento apresenta características microestruturas de amostras recozidas 110, 150, 200 e 300 °C para os tempos de 1,0; 2,5; 5,0 e 10,0 horas. A exceção da dissolução de fases metaestáveis (de tamanho manométrico e submicrométricos não perceptíveis no equipamento MEV usado) e da formação de contornos de grão com fases estáveis da liga 2024. Em todas as amostras recozidas (envelhecidas) se observou presença de fases grosseiras que podem ter tamanhos até 30  $\mu\text{m}$  com contrastes que variam de cinza-claro a cinza escura. Essas fases correspondem a composições próximas a  $\text{Al}_{73,6}\text{Cu}_{5,0}\text{Fe}_{9,1}\text{Mn}_{7,2}\text{Si}_{5,1}$  (Fig. 2a como  $\text{Al}(\text{Fe,Cu,Mn})\text{Si}$ ). Essa composição é próxima à fase  $\text{Al}_{67,6}\text{Cu}_{3,4}\text{Fe}_{14,9}\text{Mn}_{6,9}\text{Si}_{6,3}$

encontrada no trabalho de Gao et al. (9). Sugerindo, que essa fase apresenta uma estrutura romboédrica com composição  $(\text{Fe,Mn})_x\text{Si}(\text{Al,Cu})_y$  e pode ser encontrada como  $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  ou  $\text{Al}_{12}(\text{Fe,Mn,Cu})\text{Si}$  de estrutura cubica (10). Outra fase observada de contaste clara com composição  $\text{Al}_{75,9}\text{Cu}_{16,9}\text{Fe}_{7,2}$  corresponde à fase  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ . Ambas as fases, são altamente estáveis e não foram dissolvidas durante os tratamentos de solubilização (7) e de envelhecimento, tal como acontece no estudo de Fan et al. (11). Segundo Deng et. al. (12) a fase  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  com alto ponto de fusão ( $\sim 540,8^\circ\text{C}$ ) atua como sitio preferencial de nucleação da fase S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). Embora na Fig. 2 não se observe a fase S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ), elas foram observadas em temperaturas de envelhecimento de 110 a  $250^\circ\text{C}$  (Ver Fig. 4a-c) com morfologias elípticas de contraste cinza. Sugerindo, também que é uma fase remanescente, não dissolvida na temperatura de solubilização. Tal comportamento pode estar associado à alta temperatura de dissolução da estrutura eutética ( $\text{Al-}\alpha + \text{Al}_2\text{CuMg}$ ) em torno de  $500^\circ\text{C}$  (13). Provavelmente, outra fase presente é a fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  observada em regiões ricas de Si e Mg de contraste escuro. A presença da fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  pode estar associada à alta razão de Mg/Si que está em torno de 3 na liga estudada.

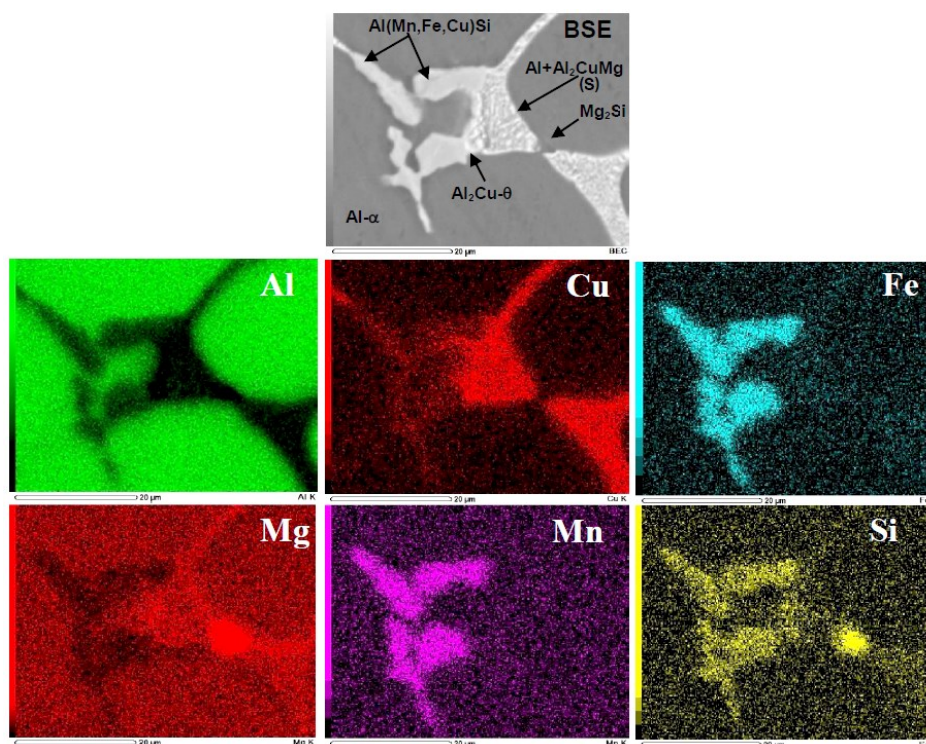
Figura 2. Mapeamento de distribuição de elementos por EDS/MEV em amostra 2024-T351 tratada termicamente em  $300^\circ\text{C}/10\text{h}$ .





Na Fig.3 se observa o mapeamento de distribuição de elementos através de EDS/MEV, da região interdendrítica da amostra fundida, sugerindo que a liga 2024 é do tipo polifásica. Observando-se uma fase alongada com morfologia hexagonal com composição de  $\text{Al}_{74,5}\text{Cu}_{5,2}\text{Fe}_{10,3}\text{Mn}_{6,0}\text{Si}_{4,0}$ , que é próxima à observada na amostra recozida em  $300\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ h}$  (Fig. 3), correspondendo à fase  $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cu})\text{Si}$  ou  $\text{Al}(\text{Fe},\text{Cu},\text{Mn})\text{Si}$ . Outras fases observadas são  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (na forma de blocos com contraste mais clara e composição de  $\text{Al}_{64,4}\text{Cu}_{32,2}\text{Mg}_{3,4}$ ) e  $\text{Al}_2\text{CuMg-S}$  como parte da estrutura eutética ( $\text{Al}-\alpha + \text{Al}_2\text{CuMg-S}$ ) com composição de  $\text{Al}_{73,3}\text{Cu}_{17,3}\text{Mg}_{10,4}$ . Embora, a fase  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  não seja observada nessa região, essa fase faz parte da microestrutura na condição fundida. Também são encontradas fases de contraste escuro rico em Mg e Si associadas à fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Como pode ser observado a maioria das fases estáveis presentes na condição fundida estão presentes na amostra recozida em  $300\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ horas}$  e na amostra como recebida.

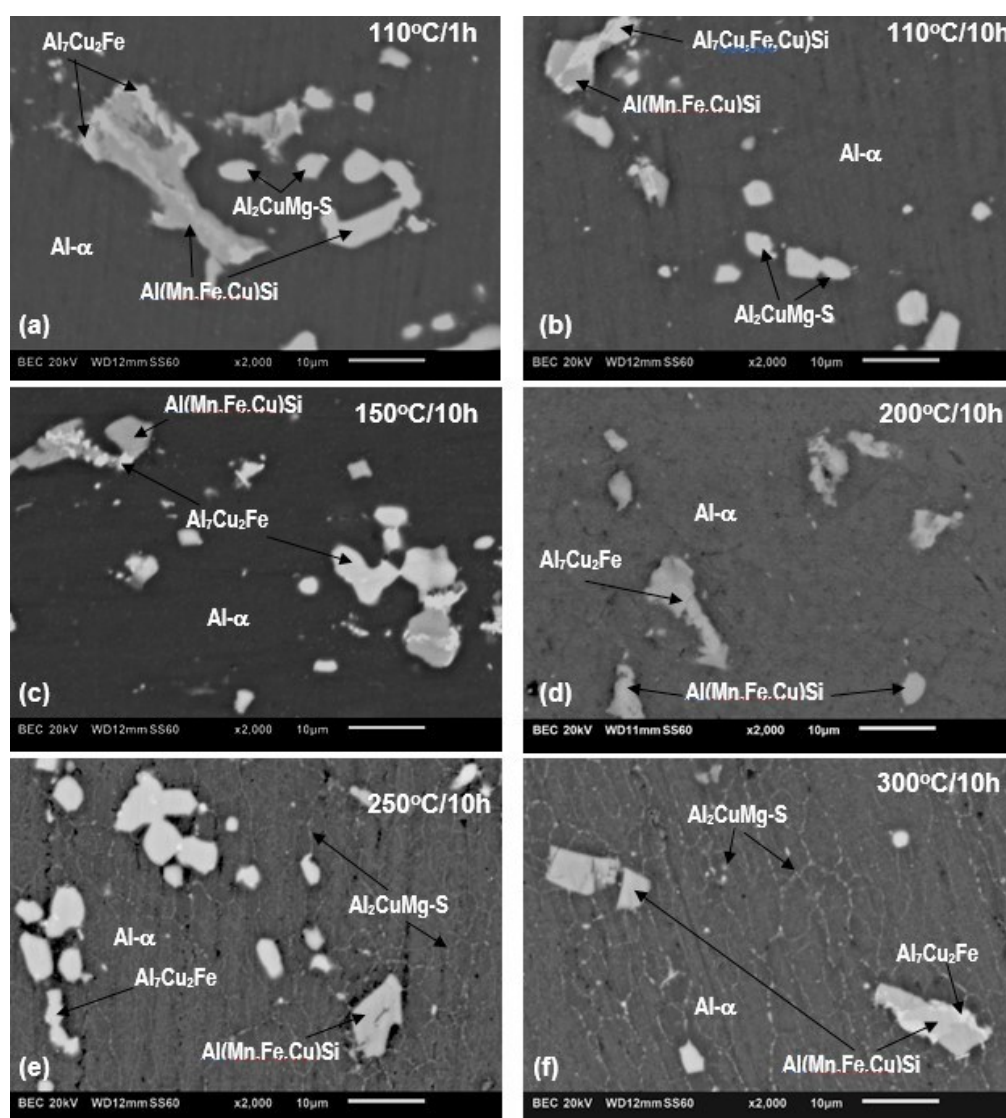
**Fig. 3.** Mapeamento de elementos por EDS/MEV em região interdendrítica da amostra como fundida.



Na Figura 4 se observam imagens de elétrons retro espalhados-MEV das amostras 2024-T351 recozidas em  $110\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{h}$  e 110, 200, 250,  $350\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ h}$ . Em todas essas micrografias se observa quase as mesmas características microestruturais, ou

seja, se observam as fases  $\text{Al}(\text{Fe,Cu,Mn})\text{Si}$  e  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  (Fig. 4d). Não entanto, nas temperaturas de 250 e 300 °C não se observa a fase  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  com morfologia elíptica sugerindo que houve dissolução dessa fase. Não entanto, nessas mesmas temperaturas, se observa mudanças perceptíveis na estrutura, tal como a presença de linhas pontilhadas de contraste clara (Figs. 4e, 4f), porém, mais nítidas na condição 300 °C/10 horas formando contornos de grão. Esses contornos de grão são ricos em Cu e Mg conduzindo à formação da fase estável  $\text{Al}_2\text{CuMg-S}$ , última a formar-se na sequência de transformações;  $\text{Al-}\alpha_{\text{SSS}} \rightarrow \text{Zonas GPB} \rightarrow \text{S''} \rightarrow \text{S'} \rightarrow \text{Al}_2\text{CuMg-S}$  (4).

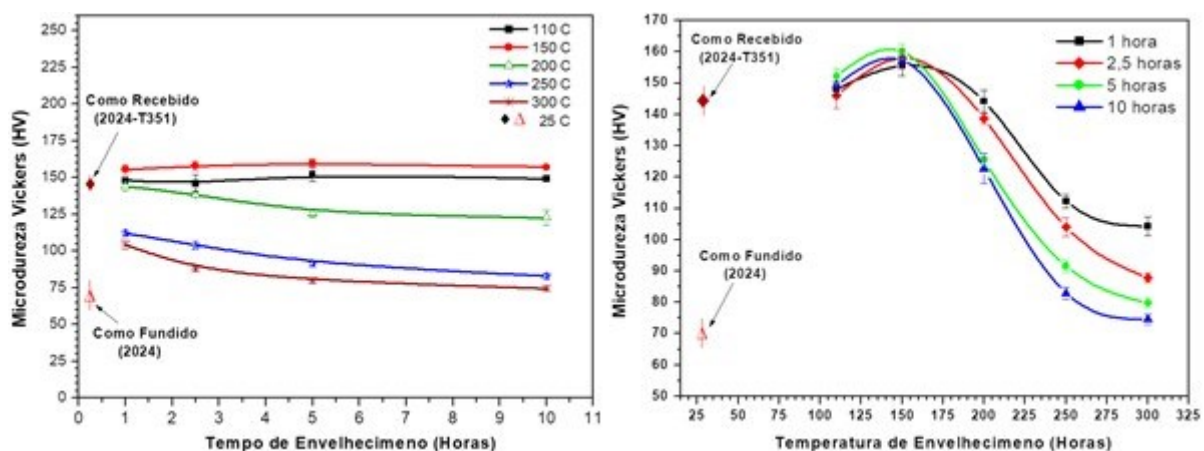
Figura 4. Micrografias MEV de amostras 2024-T351, envelhecidas em; (a) 110 °C/1h, e por 10 horas nas temperaturas; (b) 110, (c) 150, (d) 200, (e) 250, (f) 300 °C.



Nas figuras 5.a.b, observam-se o comportamento da microdureza Vickers em função do tempo e temperatura de envelhecimento da liga 2024-T351 (envelhecida

naturalmente). Também, observa-se que a amostra como fundida apresenta o menor valor de microdureza de  $\sim 70$  HV, e na condição como recebida (2024-T351) a microdureza é quase o dobro (144 HV), valor que é relativamente próximo à dureza na condição envelhecida naturalmente que é  $\sim 137$  HV. Referente a microdureza na condição como recebida, as amostras envelhecidas em 110 e 150 °C (Fig. 5a), apresentaram uma dureza ligeiramente superior. As amostras envelhecidas em 110 e 150 °C apresentaram uma microdureza relativamente constante de 148HV e 156 HV, respectivamente, durante os tempos de envelhecimento se 1,0; 2,5; 5,0 e 10 horas. Nesses tempos, o aumento da temperatura para 200 °C levou a uma redução de dureza de 140 para 122 HV, e em temperaturas maiores de 250 e 300 °C houve uma redução mais significativa da dureza para valores menores a 83 HV. Na Fig. 5b, se observa que para todos os tempos de envelhecimento houve aumento de dureza até 150°C e uma forte queda de dureza para 200, 250 e 300 °C. Na última temperatura a dureza foi de  $\sim 75$  HV que é próxima à amostra como fundida.

Figura 5: Medidas de microdureza Vickers em amostras: como fundida, como recebida e recozidas em função; a) do tempo, e, b) da temperatura.

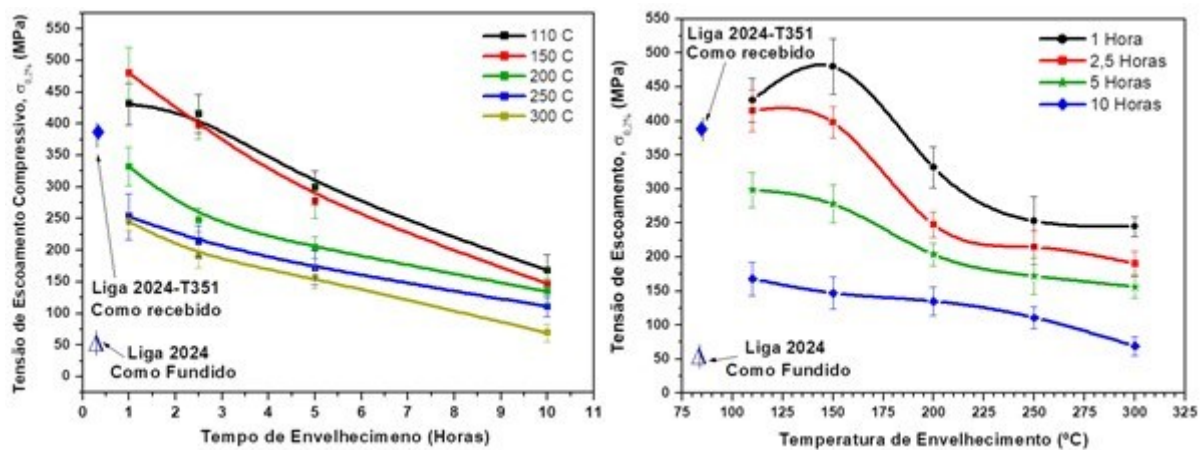


Nas figuras 6a,b observa-se os limites de escoamento compressivo para uma deformação de 0,2% em função do tempo e temperatura de envelhecimento. Observa-se que o limite de escoamento sofre uma redução na sua resistência com aumento do tempo e da temperatura de envelhecimento. A exceção do tempo de envelhecimento em 1 hora para a temperatura de 150 °C. De forma geral se pode observar que as variações do limite de escoamento são mais sensíveis às mudanças estruturais quando comparado às medidas de dureza. Por exemplo, para a temperatura de envelhecimento de 110 °C, o limite de escoamento foi de 430 a 420 MPa para os



tempos de 1 e 2,5 horas, respectivamente, e uma queda abrupta para 295 e 170 MPa para 5 e 10 horas de envelhecimento, respectivamente (Fig. 6b). Entretanto, a dureza se manteve na faixa de 145 a 153 HV para os tempos 1 a 10 horas na temperatura de 110 °C (Fig. 6b), respectivamente. Não entanto à medida que se aumenta a temperatura de envelhecimento, as mudanças estruturais parecem influenciar relativamente na mesma intensidade no limite de escoamento e na dureza da liga.

Figura 6: Medidas de microdureza Vickers em amostras: como fundida, como recebida e recozidas em função; a) do tempo, e, b) da temperatura.



O aumento na dureza e no limite de escoamento na temperatura de 110 °C, referente à amostra como recebido sugere que houve maior precipitação de zonas GPB ou GP1 (para ligas Al-4%Cu (6), os aumentos de endurecimento na temperatura de 150 °C pode estar associado também, ao maior grau de crescimento de zona GPB (ou, GP2 para Al-4%Cu (6)) na liga como recebida, porém paralelamente pode ocorrer a dissolução das zonas GBP ou GP (4). Segundo Zmywaczyk et al. (4) o crescimento e a dissolução das zonas GPB e GP não são bem definidas na faixa de 110 a 225 °C em termogramas de calorimetria diferencial. Outro estudo (14) sugere que a dissolução da zona GPB2 ( $S''$ ) ocorre na faixa de 210 a 245 °C. Ou seja, segundo esse estudo poderia ocorrer endurecimento na liga 2024 até antes de 210 °C. O que poderia explicar o aumento de dureza em 150 °C até 10 horas de envelhecimento na liga estudada. Fato que pode ser reforçado pelo estudo de Silcock (6) para ligas de Al-4,5%Cu que sugere a precipitação da zona GP2 ( $\theta''$ ) na temperatura de envelhecimento de 190 °C, observando, que na temperatura de envelhecimento de 220 °C ocorre a precipitação da fase metaestável  $\theta'$ . Isso é reforçado pelo estudo de Shih et al. (14) sugerindo a precipitação de fases metaestáveis  $\theta'$  ( $Al_2Cu$ ) e  $S'$

(Al<sub>2</sub>CuMg) na faixa de 225 a 285 °C e sua dissolução acima de 285 °C para a liga envelhecida naturalmente 2024-T3. Segundo *Ashby* (15) a queda da dureza ocorre após ter alcançado um pico durante a transformação para a fase metaestável  $\theta''$  devido à precipitação da fase metaestável  $\theta'$ . Sugerindo que acima de 285 °C pode formar-se as fases estáveis  $\theta$  e S, que influenciam na maior queda na dureza e no limite de escoamento. Outro mecanismo que pode ter influenciado na queda da dureza e do limite de escoamento pode estar associado ao aparecimento de grãos equiaxiais com tamanhos próximos a  $3,1 \pm 1,0$  e  $3,9 \pm 1,7$   $\mu\text{m}$  em 250 e 300 °C / 10 horas (Figs. 5e e 5f) limitados por contornos de grão, nas quais há formação da fase estável Al<sub>2</sub>CuMg, sugerindo que houve algum grau de cristalização na liga 2024-T351. Não entanto, esse resultado é diferente do trabalho de Gomes Matos (16) que indicam que a cristalização total na liga Al-4,5%Cu trabalhada a frio com reduções de área de 54, 76 e 91% ocorre após 5 minutos de tratamento térmico em 350 °C. Essa diferença pode estar associada a fatores, como a diferenças na composição, à forma de processamento, grau de deformação, maior sensibilidade à presença da fase S, tempo de tratamento térmico e a mudanças estruturais presentes na liga 2024.

## CONCLUSÕES

No presente trabalho foi avaliada a influência de tratamentos térmicos de recozimento (envelhecimento artificial) na microestrutura e consequentemente no limite de escoamento compressivo e na dureza da liga 2024-T351.

A microestrutura da amostra como recebida (2024-T351) e das amostras envelhecidas em 110 e 150 °C foram quase similares, porém com alguma precipitação de zonas GPB. Na temperatura de envelhecimento de 200 °C, também, não se observa mudanças estruturais, porém, a queda do limite de escoamento e da dureza é associado à dissolução zonas GPB e início de formação de precipitados S'. Em 250 e 300 °C por 10 horas foi observado presença de novos contornos de grão com precipitação da fase estável Al<sub>2</sub>CuMg-S, assim, como dissolução completa de agregados atômicos (GP1, GP2, GPB), dissolução e precipitação de fases  $\theta'$ , S'. Influenciando na queda de dureza e do limite de escoamento nas temperaturas 200, 250 e 300 °C, sendo crítica em 300 °C por 10 horas, aproximando-se a valores ligeiramente superiores à amostra como fundido.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Programa de Pós-Graduação (PROAP/CAPES) da Fundação Universidade Federal do ABC pelo apoio financeiro, Laboratório de Materiais do Curso de Engenharia de Materiais e à Central Experimental Multiusuário – UFABC.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) GEFEN Y., ROSEN M., ROSEN A., Aging Phenomena in Duraluminum 2024 Studied by Resistometry and Hardness, *Mater. Sci. Eng.*, v.8, p.181-188, 1971.
- (2) RODOPOULOS C. A., KERMANIDIS A. T., STATNIKOV E., VITYAZEY V., KOROLKOV O., The Effect of Surface Engineering Treatments on the Fatigue Behavior of 2024-T351 Aluminum Alloy. *J. Mater. Eng. Perform.*, v.16, p.30–34, 2007.
- (3) KHAN I. N., STARINK M. J., YAN J. L., A model for precipitation kinetics and strengthening in Al–Cu–Mg alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, v.472, (1–2), p.66-74, 2008.
- (4) ZMYWACZYK J., SIENKIEWICZ J., KONIORCZYK P., GODZIMIRSKI J., ZIELINSKI M., Investigation of Thermophysical Properties of AW-2024-T3 Bare and Clad Aluminum Alloys, *Materials*, v.13 (150), p.3345, 2020.
- (5) SATO T, TAKAHASHI T., High resolution electron microscopy on the layered structures of GP zones in an Al-1.7at%Cu alloy. *Scr. Metall.* v.22, p.941–946, 1988.
- (6) SILCOCK J. M., HEAL T. J., HARDY H. K., Structural ageing characteristics of binary aluminium-copper alloys. *J. Inst. Met.*, v.82, p.239–248, 1954.
- (7) MOHAMMADIAN H. R., DEGISCHER H. P., Precipitation in AlCu<sub>4.3</sub> and AlCu<sub>4</sub>Mg alloys studied by dilatometry and calorimetry. *Met. Mater.*, v.49, p.369–374. 2011.
- (8) ASM International Handbook Committee. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. v.2. 10 ed. 1990.
- (9) GAO M., FENG R. C., WEI P. R., An analytical electron microscopy study of constituent particles in commercial 7075-T6 and 2024-T3 alloys." *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.29A, p.1145-1151, 1998.
- (10) BUCHHEIT R., GRANT R., HLAVA P., MCKENZIE B., & ZENDER G. L., Local Dissolution Phenomena Associated with S Phase (Al<sub>2</sub>CuMg) Particles in Aluminum Alloy 2024-T3. *Journal of the Electrochemical Society*, v.144(8), p.2621-2628, 1997.
- (11) FAN X., JIANG D., MENG Q., ZHONG LI, The microstructural evolution of an Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization, *Mater. Lett.*, v.60(12), p.1475-1479, 2006.
- (12) DENG Y. L., WAN L., WU, L.-H., ZHANG Y.-Y., ZHANG, X.-M., Microstructural evolution of Al–Zn–Mg–Cu alloy during homogenization, *J. Mater. Sci.*, v.46, p.875–881, 2011.
- (13) BROOK G. B., Precipitation in metals, Special Report No.3, Fulmer Research Institute, UK, 1963.
- (14) SHIH H.-C., HO N.-J., HUANG J.-C., Precipitation behaviors in Al-Cu-Mg alloys 2024 aluminum alloys, *Metallurgical and Mat. Trans. A*, v.27A, p.2479-2494, 1996.

- (15) ASHBY F. M., JONES H. R. D., Engineering Materials: An introduction to their properties and applications, Ed. Pergamon Press, Oxford, 1980.
- (16) MATOS A. G. R., MENDES J., KUFFNER H. B, B., MELO L. N. M. M., SILVA G., Recrystallization Study of the Al4.5wt%Cu Alloy Conventionally and Unidirectionally Solidified, Deformed and Heat Treated, Mat. Research. v.23(5), p.e20200283, 2020.

## **INFLUENCE OF ANNEALING HEAT TREATMENT ON AA 2024 – T351 ALLOY**

### **ABSTRACT**

The 2024-T351 alloy is widely used in aeronautical structures, aerospace, automotive parts and engineering applications due to its good strength-to-weight ratio and fatigue resistance. The 2024 aluminum alloy, when naturally aged, is subjected to moderate temperatures such as those of artificial aging and can lead to a significant decrease in the strength of the material. The present work aims to study the influence of aging heat treatments at 110, 150, 200, 250 and 300 °C on the microstructure and mechanical properties. The results showed that the samples aged at 110 and 150 °C exhibited a slight increase in microhardness and compressive yield strength relative to the as-received sample (2024-T351) due to the presence of reinforcing precipitates. Also, a decrease in these properties was observed with increasing temperature, the most critical being at 300 °C, mainly due to the formation of the metastable S' and stable S (Al<sub>2</sub>CuMg) phases.

**Keywords:** 2024-T351 aluminum alloy, Heat treatment, Microstructure, Compression.

## **INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE RECOCIDO EN LA ALEACIÓN AA 2024 – T351**

### **RESUMEN**

La aleación 2024-T351 es ampliamente utilizada en estructuras aeronáuticas, aeroespacial, piezas de automóviles y aplicaciones de ingeniería debido a su buena relación resistencia-peso y resistencia a la fatiga. La aleación de aluminio 2024, cuando se envejece de forma natural en temperaturas moderadas como las del envejecimiento artificial, puede conducir a una disminución significativa en la resistencia del material. El presente trabajo tiene como objetivo estudiar la influencia de los tratamientos térmicos de envejecimiento a 110, 150, 200, 250 y 300 °C sobre la microestructura y propiedades mecánicas. Los resultados mostraron que las muestras envejecidas a 110 y 150 °C exhibieron un ligero aumento en la microdureza y la resistencia a la fluencia en compresión referente a la muestra como recibida (2024-T351) debido a la presencia de precipitados de refuerzo. Además, se observó una disminución de estas propiedades con aumento de la temperatura, siendo la más crítica a 300 °C debido a la formación de fases metaestable S' y estable S (Al<sub>2</sub>CuMg).

**Palabras clave:** Aleación 2024-T351, Envejecimiento, Microestructura, Compresión.