



“Estudo comparativo dos efeitos da têmpera e envelhecimento artificial sobre a microestrutura das ligas A356 e A413 obtidas em escala industrial e laboratorial”

Aluno(a): Sâmia Morato de Faria

Orientador(a): Giovana da Silva Padilha

Palavras chave: rodas automotivas, ligas leves, tratamento térmico T6, análises microestruturais e morfológicas.

Introdução:

Com o aumento das discussões em torno de inovação e sustentabilidade, as empresas estão buscando cada vez mais reduzir custos, incorporar em seus produtos materiais com maior reciclabilidade e reduzir emissão de gases que causem o efeito estufa. Uma forma de conseguir isso é alterando processos e materiais como, por exemplo, a substituição do aço pelo alumínio. As aplicações do alumínio e suas ligas são inúmeras e possibilitam a manufatura de peças estruturais mais leves em relação às outras ligas comerciais, melhores absorções de energia de impacto, resistência mecânica e menor consumo de combustíveis (Lee e Ahn, 2017). Entre as aplicações do sistema Al-Si as ligas A356 (~7% de silício) e a A413 (~11% de silício) podem ser utilizadas na manufatura de rodas de liga leve. Na microestrutura fundida, o silício eutético tem estrutura lamelar ou acicular grosseira que é prejudicial às propriedades mecânicas. Ao modificar a morfologia acicular para esferoidal, as propriedades mecânicas são melhoradas (Abdelaziz *et al.*, 2020). Essa modificação pode ser realizada através do tratamento térmico seguido de envelhecimento artificial (T6).

O T6 é constituído de três etapas: solubilização, têmpera e envelhecimento. Na primeira etapa é necessária temperatura relativamente alta para que ocorra a dissolução do Mg_2Si na matriz do alumínio seguido da dissociação da estrutura do silício, esferoidização das partículas resultantes e a homogeneização dos elementos da liga (Manente e Tonelli, 2011). Na segunda etapa ocorre o resfriamento rápido, têmpera ou *quenching*. Esse sistema tem como objetivo manter os elementos difundidos no interior da matriz em solução sólida à temperaturas próximas à ambiente. Por fim, ocorre o envelhecimento artificial. Nessa etapa, o material é aquecido novamente em temperaturas relativamente baixas. Essa fase consiste na precipitação controlada do soluto para formar precipitados dispersos na matriz α -Al. Esses precipitados são responsáveis pelo fortalecimento do material (Oliveira e Rocha, 2014).

Estudo preliminar das ligas A356 e A413 foi realizado. Entretanto, como o tratamento térmico T6 contribui com a formação de precipitados finos e dispersos, o que aumenta a resistência mecânica da liga, esta etapa não foi realizada na liga A413, uma vez que o T6 não é aplicado nesta liga nas indústrias automotivas. Assim sendo, para melhor entendimento das propriedades mecânicas e microestruturais da liga A356, este trabalho estudou parâmetros de tempo e temperatura tanto do *quenching* quanto do envelhecimento artificial.

Metodologia:

Os corpos de prova (CPs) das ligas A356 e A413 foram feitos em escalas industriais em dois formatos: um de formato cilíndrico, mais alongado que foi utilizado para os ensaios de tensão vs. deformação de engenharia e o outro de geometria circular que foi usado para os ensaios de dureza, difratometria de raios X (DRX) e morfologia. Para verificar o comportamento da liga antes e após os tratamentos térmicos em diferentes condições, ensaios



mecânicos foram realizados. Também foram feitas análises morfológicas, análise de difratometria de raios X (DRX) e análise de calorimetria exploratória diferencial (DSC).

É importante salientar que a liga A413 vem ao longo do tempo perdendo espaço no mercado automotivo, sendo atualmente substituída pela liga A356 submetida à tratamentos térmicos. Essa substituição é devido ao aumento significativo das propriedades mecânicas proporcionadas pelo T6. Como a liga A413 não passa por tratamentos térmicos por já ter propriedades satisfatórias na aplicação de rodas, suas propriedades mecânicas não são alteradas. Sendo assim, o T6 foi realizado apenas para a liga A356.

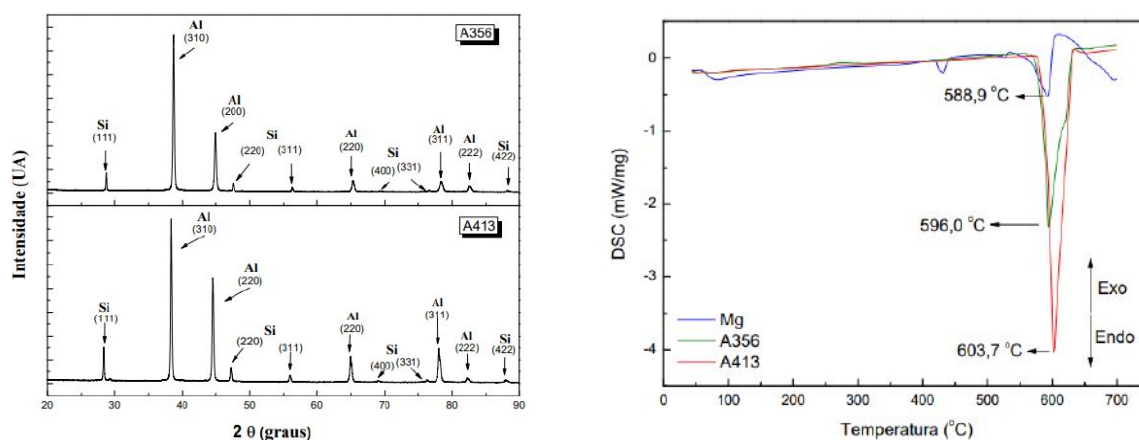
Na primeira etapa do tratamento, os CPs foram aquecidos até a temperatura de solubilização de 540°C a qual permaneceram durante 5 horas. Em seguida os CPs foram submergidos imediatamente em um béquer contendo água à 60°C, completando o *quenching*. Por fim, os CPs foram inseridos novamente no forno à 160°C por 2 horas e 20 minutos onde foram envelhecidos, terminado assim, o tratamento térmico T6.

O mesmo procedimento foi repetido várias vezes, alterando parâmetros como a temperatura de *quenching* e a de envelhecimento para a análise mais detalhada do comportamento das ligas. A temperatura de quenching foi testada à 30°C, 60°C e 80°C. Após isso, a temperatura de resfriamento rápido foi estabelecida à 30°C variando, nesta etapa, apenas a temperatura e o tempo de envelhecimento, que passou de 160°C por 2 horas, para 180°C, 200°C e 220°C por 5 horas. A alteração dos parâmetros foram feitas com o objetivo de encontrar a condição de T6 que apresenta os melhores valores de propriedades mecânicas e microestruturais.

Resultados e discussões:

Os resultados preliminares apresentam ensaios de difratometria de raios X e de calorimetria exploratória diferencial realizados em ambas as ligas - A356 e A413 como mostram as Figuras 1(a) e 1(b).

Figura 1: Resultados preliminares das ligas A356 e A413 (antes T6): (a) DRX de 10 a 90°; (b) Curvas do DSC de 50°C a 700°C (10°C.min⁻¹).



Fonte: autoria própria.

Através da análise de DRX percebe-se que para as duas ligas todas as reflexões cristalográficas pertencem ao sistema Al-Si e que não há formação de intermetálicos. A análise também foi refeita após o T6 na liga A356, mas os resultados obtidos não sofreram alterações, ou seja, não foram observadas diferenças nas posições e intensidades dos picos. Já

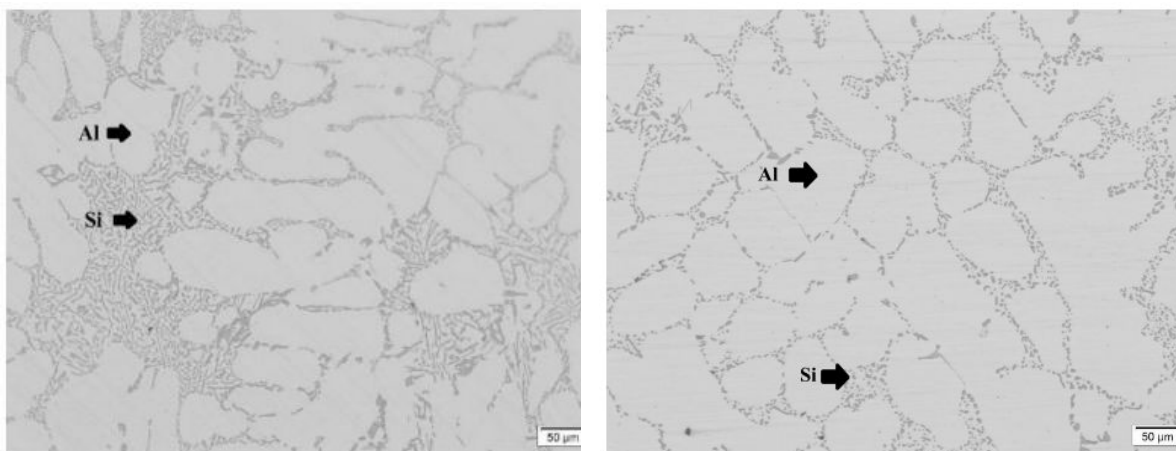


as curvas de DSC mostram que a maior temperatura de fusão da liga A413 pode estar relacionada à menor presença do Mg (0,12%), quando comparada à liga A356 (0,26%), uma vez que o Mg apresentou pico de fusão à $\sim 589^{\circ}\text{C}$, valor próximo à fusão das ligas A356 e A413. Desta forma, o pequeno deslocamento do pico endotérmico na liga A356 pode estar relacionado à maior presença de Mg.

Análise Morfológica

Esta etapa apresenta as modificações na microestrutura com a aplicação do tratamento térmico. As Figuras 2(a) e 2(b) apresentam a morfologia dos CPs da liga A356 antes e depois do T6, respectivamente.

Figura 2: Micrografia do CP da liga A356: (a) Antes do tratamento térmico; (b) Após tratamento térmico.



Fonte: autoria própria.

É importante observar que a liga não modificada mostra as dendritas primárias de Al mais alongadas e partículas eutéticas de Si em formas longas e aciculares, como distribuição não uniforme nas regiões interdendríticas. Essa morfologia agulhada do Si enfraquece as propriedades mecânicas e reduz a ductilidade. A melhoria das propriedades mecânicas é alcançada através do refinamento de grão e da modificação do Si eutético, o que pode ser feito através do tratamento térmico de precipitação (Prמוד *et al.*, 2016). Através da Figura 2(b) é possível observar mudança perceptível na morfologia da liga. O processo de solubilização transforma as partículas eutéticas (Si) em esféricas, o que causa a melhora da ductilidade e tenacidade à fratura (Liu *et al.*, 2020). Sendo assim, a morfologia passa de partículas aciculares grosseiras para partículas refinadas fragmentadas, mais ou menos esferoidizadas, com um número considerável de partículas em forma de bastonetes.

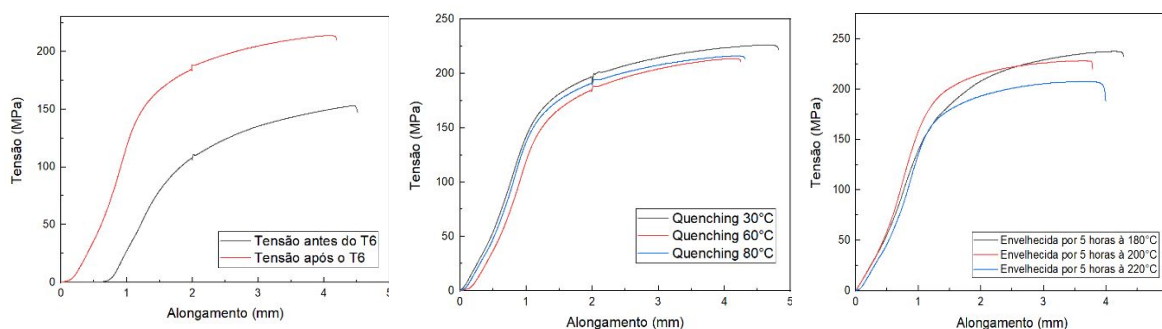
Análise de tensão vs. deformação de engenharia

Os ensaios mecânicos foram realizados com CPs da liga A356 antes e após o T6. A Figura 3(a) mostra a comparação do comportamento da liga antes e depois do T6. As condições do T6 neste primeiro momento foram: solubilização à 540°C , *quenching* à 60°C e envelhecimento à 160°C por 2 horas e 20 minutos. É possível notar aumento significativo da tensão e pequena redução da deformação de engenharia após T6, o que era esperado. A Figura 3(b) mostra o efeito da variação da temperatura de *quenching*. O ensaio compara as



propriedades de tensão vs. deformação para 30°C, 60°C e 80°C. Esta etapa sugere que a liga teve melhor desempenho com resfriamento rápido à 30°C. Assim, novos ensaios foram realizados fixando a temperatura de *quenching* à 30°C e variando a temperatura de envelhecimento de 180°C, 200°C e 220°C. Isso foi feito com o intuito de encontrar o pico de inversão da curva de envelhecimento. Através desses ensaios busca-se encontrar a temperatura ideal para o processo e na qual as propriedades mecânicas começam a diminuir. Essa análise está elucidada na Figura 3(c), onde pode-se perceber que à 220°C há leve queda das propriedades mecânicas. Este comportamento mostra que à 200°C e 220°C a resistência mecânica começou a ter uma queda. Essa redução que ocorre é conhecida por superenvelhecimento. À 180°C (*quenching* à 30°C) a Figura 3(c) mostra resistência mecânica superior a 232 N/mm². Esse valor corresponde a aumento de 34% em relação aos resultados obtidos antes do T6 (154 N/mm²) e aumento de 2,3% em relação ao resultado obtido na Figura 3(b) com *quenching* à 30°C e temperatura de envelhecimento à 160 °C (226 N/mm²).

Figura 3: Resultados de tensão vs. deformação de engenharia da liga A356: (a) Antes e depois do T6 (*quenching* à 60°C); (b) Após T6 variando a temperatura de *quenching*; (c) Após T6 variando a temperatura de envelhecimento com *quenching* à 30°C.



Fonte: autoria própria.

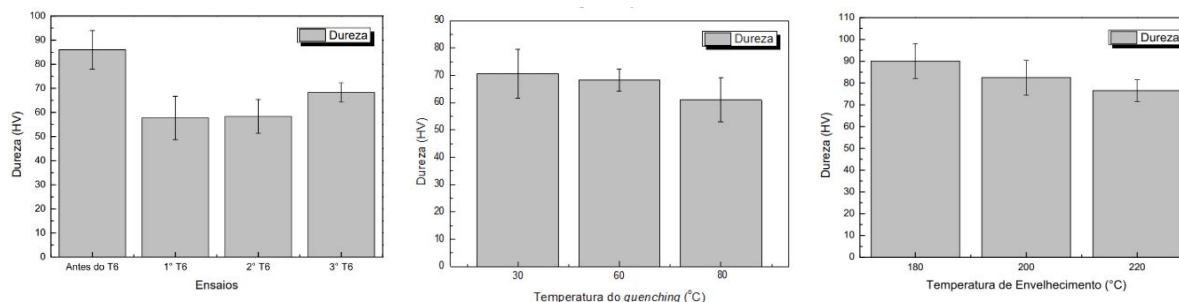
Análise de dureza:

Os CPs usados no T6 foram submetidos a ensaios nas mesmas condições de variações de parâmetros que os ensaios de LRT, com o mesmo objetivo: identificar a temperatura de *quenching* e a de envelhecimento que resultam nas melhores propriedades mecânicas. A Figura 4(a) mostra o comportamento da dureza antes e depois do T6 nas condições citadas anteriormente. Pode ser visto que a dureza sofreu redução após o T6.

Neste projeto também variou-se a temperatura do *quenching* para analisar o comportamento da liga. Para isso, os mesmos parâmetros usados no ensaio de LRT foram replicados como pode ser visto na Figura 4(b). Para a dureza, o resfriamento rápido à 30°C também apresenta o melhor resultado (~70 HV), então optou-se por fixar esse parâmetro variando a temperatura de envelhecimento. Desta forma, a Figura 4(c), apresenta os resultados obtidos, em que o maior valor de dureza ocorreu na temperatura de envelhecimento à 180°C (~90 HV), que representa aumento de 4,5% em relação à dureza antes do T6 (~85 HV). Já para a temperatura de envelhecimento de 220°C, pode-se perceber decréscimo de 11% na dureza, quando comparado ao valor obtido antes do T6, sugerindo também a ocorrência de superenvelhecimento.



Figura 4: Resultado de dureza (0,1 HV) da liga A356: (a) Antes e depois do T6 (quenching à 60°C); (b) Após T6 variando a temperatura de quenching; (c) Após T6 variando a temperatura de envelhecimento com quenching à 30°C.



Fonte: autoria própria.

Conclusão:

Os resultados deste projeto mostram que as propriedades mecânicas e microestruturais da liga A356 apresentam melhora após o tratamento térmico de precipitação T6.

A mudança na morfologia é nítida, já que as partículas de silício passam de formas de agulhas aciculares grossas para partículas refinadas fragmentadas, mais ou menos esferizadas, com um número considerável de partículas em forma de bastonetes.

Já nas propriedades mecânicas, observa-se que os melhores valores de LRT e dureza ocorrem nas condições de solubilização à 540°C, seguido por *quenching* à 30°C e envelhecimento à 180°C. É importante ressaltar que para as mesmas condições alterando apenas a temperatura de envelhecimento para 220°C, a liga sofre queda nas propriedades, já que nessa temperatura se inicia o efeito de superenvelhecimento. Logo, pode-se identificar que as condições do tratamento térmico influenciam diretamente nas propriedades mecânicas.

Referências Bibliográficas:

Abdelaziz, M. H., Samuel, A.M., Doty, H.W., Samuel, F.H. Effect of morphological changes of eutectic Si particles on the ambient and high temperature tensile properties of Zr containing Al-Si alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 9, p. 5962-5981, 2020.

Lee S.H., Ahn B. Effect of compaction pressure and sintering temperature on the liquid phase sintering behavior of Al-Cu-Zn alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*, 60, p.158-162, 2017.

Liu, G., Gao, J., Che, C., Lu, Z., Yi, W., Zhang, L. Optimization of casting means and heat treatment routines for improving mechanical and corrosion resistance properties of A356-0.54Sc casting alloy. *Materials Today Communications*, 24, 2020.

Manente, A., Tomelli, G. Optimizing the heat treatment process of cast aluminium alloys, *Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*, Rijeka, Croatia: In Tech, 2011.

Oliveira, R.O.M., Rocha, O.F.L. Tratamento térmico de precipitação – T6 aplicado a roda de liga leve de motocicleta. *Holos*, 30 (15), p. 372-382, 2014.

Pramod, S.L., Ravikiran, Rao, A.K.P., Murty, B.S., Bakshi, S.R. Effect of Sc addition and T6 aging treatment on the microstructure modification and mechanical properties of A356 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 674, p. 438-450, 2016.