

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO TEMPO DE SOLUBILIZAÇÃO NAS CURVAS DE TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA AA2618 COM ADIÇÃO DE CÉRIO E ZIRCÔNIO *

Nicoli dos Santos Simões¹
Afonso Reguly²
André Ronaldo Froelich³
Antônio Ricardo Stadlander⁴

Resumo

A liga AA2618 é utilizada em rotores de turbo compressores de motores à diesel. Este trabalho investiga a influência do tempo de solubilização nas curvas de envelhecimento artificial da liga AA2618 com adição de 0,1% em massa de cério e zircônio. A liga forjada foi solubilizada a 535°C por quatro e seis horas, o envelhecimento artificial foi realizado na temperatura de 220°C por no máximo oito horas. As técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura foram utilizadas para verificar a variação na fração de fase e morfologia entre os tratamentos, entretanto não foram observadas diferenças significativas. As curvas de dureza indicam que para 6 horas de solubilização o pico de dureza de 124HBW é alcançado com oito horas de envelhecimento não apresentando declínio na hora seguinte. Entretanto, a amostra solubilizada por 4 horas teve seu pico de dureza em 6 horas, 120HBW, e apresentou declínio de dureza na oitava hora de tratamento caindo para 116HBW. Para os parâmetros analisados o melhor tempo de solubilização é o de seis horas, pois apresentou maior valor no pico de dureza e menor perda de dureza por superenvelhecimento.

Palavras-chave: envelhecimento artificial; solubilização; cério.

INFLUENCE OF THE SOLUTION HEAT TREATMENT ON THE AGING CURVES OF AA2618 WITH CERIUM AND ZIRCONIUM

Abstract

The AA2618 alloy is used in diesel engine turbochargers. This work investigates the influence of the solubilization time on the artificial aging curves of the AA2618 alloy with addition of 0.1wt.% cerium and zirconium. The forged alloy was solubilized at 535°C for four and six hours, artificial aging was carried out at 220°C for up to eight hours. Optical and scanning electron microscopy were used to verify differences in phase fraction and morphology as a function of solution heat treatment times. No significant differences were observed. The hardness curves of the treatments indicate that for the longest solution time, 6 hours, the hardness peak is reached with eight hours, 124HBW, and no decline was measured in the following hour. However, the sample solubilized for 4 hours had a hardness peak in 6 hours, 120HBW, with hardness decreasing to 116HBW after eight hour treatment. Hence for the analyzed parameters, the best solubilization time is six hours because it presented higher value in the hardness peak and lower decrease of hardness for overaging.

Keywords: artificial aging; solution heat treatment; cerium.

¹ Engenheira metalúrgica, Mestranda, LAMEF, UFRGS, Porto Alegre, RGS, Brasil.

² Engenheiro metalúrgico, Dr, LAMEF, UFRGS, Porto Alegre, RGS, Brasil

³ Engenheiro metalúrgico, Dr, UNISINOS, Porto Alegre, RGS, Brasil.

⁴ Engenheiro metalúrgico, Msc. Doutorando, LAMEF, UFRGS, Porto Alegre, RGS, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Como todo desenvolvimento tecnológico tem um propósito, neste trabalho o estudo dos parâmetros no desenvolvimento de uma nova liga vem da necessidade das empresas automobilísticas de atender legislações ambientais e com isso alcançar melhores desempenhos reduzindo custos no projeto e aumentando a resistência mecânica de seus componentes. A cada dia, leis ambientais são modificadas para que haja uma redução das emissões gasosas dos motores à combustão, no Brasil o IBAMA possui um programa de controle de poluição do ar por veículos automotores- PROCONVE - que dita os limites de emissões a serem alcançados e o período de tempo para a adequação às leis. Na categoria dos motores a diesel desde a fase denominada P3, que foi implantada entre 1994 e 1997, fez-se necessário o uso de turbos compressores para alcançar os limites estipulados [1]. Os turbos compressores aumentam a potência do motor e diminuem as emissões gasosas, pois fornecem mais oxigênio para que a combustão do diesel seja mais eficiente, mas para que esse aumento de potência seja possível é necessário o uso de materiais resistentes a altas temperaturas na produção dos rotores do sistema. Os rotores que compõem o turbo estão expostos à altas rotações e ao calor, eles estão dispostos em duas partes: a quente que trabalha com temperaturas próximas a 900 °C e tem seu rotor fabricado em inconel, e a parte fria que trabalha a temperaturas próximas a 200 °C. Para que seja possível aumentar o giro dos rotores se faz necessário o uso de materiais que tenham boas propriedades mecânicas como maior dureza, maior vida em fadiga e o principal que não perca essas propriedades quando for exposto a altas temperaturas.

O desenvolvimento de novas ligas vem com intenção de atender aos requisitos mecânicos do componente. A parte fria do turbo compressor, que trabalha com a captação do ar e tem alta rotação, é produzida em alumínio e atualmente possui temperatura de trabalho próxima de 200°C, por este motivo o interesse em melhorar o comportamento da liga AA2618 com a adição do elemento cério em conjunto com o zircônio aumentando a temperatura de trabalho do componente. Os elementos de liga adicionados estão sendo estudados na intenção de aumentar a estabilidade da liga em altas temperaturas e aumentar a temperatura de envelhecimento artificial garantindo uma maior temperatura de trabalho para os componentes fabricados a partir desta liga.

O trabalho tem o objetivo de caracterizar a influência que o tempo de solubilização tem sobre as curvas do tratamento térmico de envelhecimento artificial da liga, para que se consiga aperfeiçoar os parâmetros de tratamento térmico aliando uma resposta satisfatória à economia de tempo e recursos.

1.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

As ligas de alumínio são utilizadas em setores diversos, como o automobilístico e o aeroespacial, e são frequentemente submetidas à altas temperaturas durante o uso dos componentes. Diversos estudos vêm trabalhando novas possibilidades de aumentar o desempenho das ligas comerciais de alumínio, seja aumentando a estabilidade térmica,

sejam modificando as propriedades mecânicas. A adição de cério e zircônio como elemento de liga já se provou extremamente eficiente para o refino do grão da liga tanto fundida, como forjada. O refino em si já provoca mudanças em termos de resistência mecânica e, além disso, em ligas Al-Li-Mg a adição de cério diminuiu o efeito deletério da adição de ferro. [2]

Já o efeito da solubilização no envelhecimento foi estudado para uma liga Al-Li extrudada e concluiu-se que há influência da solubilização, com a mudança da temperatura a difusão dos elementos ocorre de maneira que propicia a formação de fases, no envelhecimento, que tornam a liga mais resistente [3]. E o efeito do tempo de solubilização foi estudado para uma liga fundida, neste estudo Long et. al. chegaram à conclusão que tempos muito longos causam prejuízos similares ao superenvelhecimento, levando a queda de resistência mecânica e mudança microestrutural [4].

A importância de estabelecer parâmetros corretos de tratamento é indiscutível e pode prevenir a ocorrência de prejuízos devido à falha de componentes tratados de maneira incorreta. Até o fechamento do presente estudo não foram encontrados na literatura estudos que versassem sobre a solubilização em ligas de alumínio com a adição de cério e zircônio assim como há para as ligas comerciais.

2 DESENVOLVIMENTO

O objetivo do trabalho é a melhora de desempenho do material na escala industrial, logo as condições de fabricação da liga utilizadas estão em consonância com as utilizadas pela indústria. Todos os ensaios foram realizados nas dependências do Grupo de Análise de Falhas do LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS).

Para realização do trabalho foi utilizada a liga AA2618, seguindo a classificação da The Aluminum Association Inc., e foram adicionados cério e zircônio em uma porcentagem de 0,1% em massa. Os turbos compressores fabricados a partir da liga AA2618 são fundidos, forjados e têm sua forma final dada por processo de usinagem. O tratamento térmico ocorre antes da usinagem final, então para simular corretamente o processo foram utilizadas as amostras na condição de forjadas, figura 01.



Figura 01. Amostra da liga AA2618 na condição de forjada

A análise química do material utilizado foi obtida através da técnica de espectroscopia de emissão ótica no espectrômetro da marca Bruker modelo Q2 ION. O resultado apresentado na tabela 1 representa todas as amostras do experimento.

Tabela 1. Composição química da liga AA2618 obtida por espectrometria de emissão ótica

Elemento químico	%Al	%Ce	%Fe	%Cu	%Mg	%Ni	%Ti	%Zr	%V	%Si
% em massa	94,30	0,11	1,09	1,93	1,46	0,69	0,06	0,16	0,02	0,16

Para o tratamento térmico cada amostra foi seccionada em 16 pedaços e foi utilizado um forno de resistência elétrica, marca Sanchis com um termopar ligado a um multímetro para aferir a temperatura do forno. A temperatura de solubilização utilizada foi 535°C, escolhida com base no diagrama Al-Cu (figura 02), sendo utilizada a temperatura mais próxima da isoterma do ponto eutético, no campo monofásico [5]. O parâmetro variado foi o tempo de duração da solubilização, oito amostras permaneceram no forno por quatro e outras oito por seis horas. As amostras solubilizadas por quatro horas receberam a nomenclatura S4, e as amostras solubilizadas por seis horas a nomenclatura S6. Ao serem retiradas do forno as peças passaram por um resfriamento rápido em água e medição da dureza Brinell.

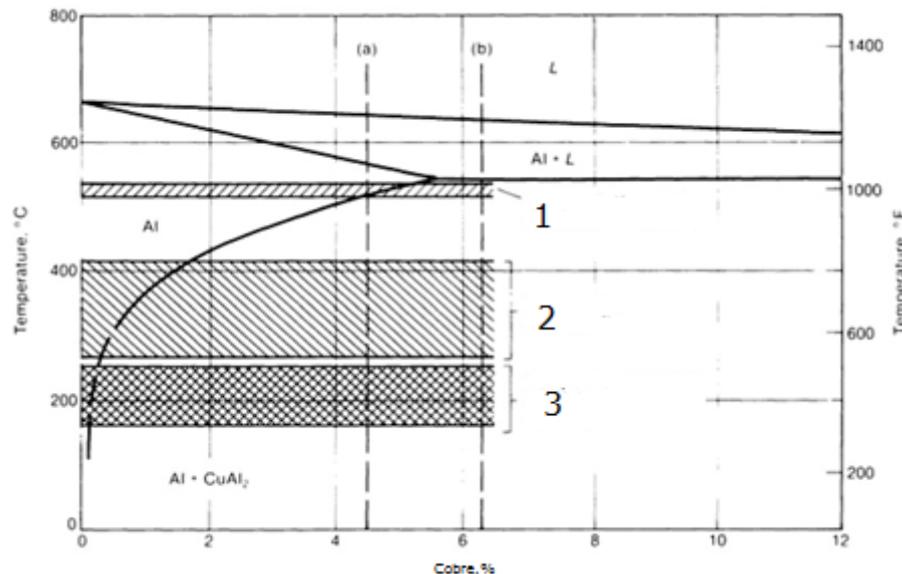


Figura 02. Diagrama de fases AlCu, em corte, evidenciando o campo monofásico e com a indicação das temperaturas de tratamento térmico. Faixas de temperatura de (1) solubilização, (2) recozimento e (3) envelhecimento artificial (Adaptado ASM Metals Handbook v4, 1991).

Após a medição da dureza as peças seguiram para o envelhecimento artificial, onde ficaram expostas a uma temperatura de 220 °C no intervalo de uma a oito horas. O tempo de ensaio no envelhecimento não foi prolongado, pois o interesse do trabalho é analisar condições de tratamento térmico em tempos utilizados em escala industrial. Nessa etapa uma amostra é retirada a cada hora, sua dureza é medida e com esse valor é construído o gráfico do envelhecimento artificial de cada parâmetro.

Antes da realização dos experimentos, um termopar foi inserido no centro de uma amostra de mesmo material e tamanho das utilizadas nas análises para verificar se a temperatura desejada seria alcançada corretamente com o uso do forno de resistência elétrica. E os testes de dureza foram realizados no durômetro de marca WOLPERT modelo Dia Testor2Rc com esfera de WC com 2,5mm de diâmetro e carga de 62,5kgf.

Com as amostras já solubilizadas e envelhecidas o próximo passo é a análise microestrutural, que foi feita a partir do preparo da superfície com o lixamento, polimento e ataque químico. O lixamento é feito em lixas d'água com granulometria 80 até 1200 e as amostras seguem para o polimento com pasta de diamante. Após o polimento a microestrutura é revelada por ataque químico com reagente Keller. A microestrutura das amostras foi analisada por microscopia ótica utilizando o microscópio Olympus modelo BX 51M, com as micrografias obtidas através de câmera digital acoplada ao microscópio. E os precipitados foram analisados pela técnica de microscopia eletrônica de varredura com microscópio eletrônico de varredura MEV marca SHIMADZU modelo SSX-550, onde foram captadas imagens e realizada uma análise química localizada, via espectroscopia dispersiva de Raios-X, nos precipitados encontrados. Para a análise em MEV o ataque químico da microscopia ótica é mantido.

2.1 RESULTADOS

2.1.1 CURVAS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

As peças das amostras nas condições S4 e S6 foram envelhecidas de uma a oito horas e a dureza das amostras está representada na figura 03. Observando o gráfico é possível perceber que, para condição S4, o maior valor de dureza foi alcançado com seis horas de tratamento, no valor de 120HBW, e que a curva formada apresenta um leve declínio em oito horas atingindo o valor de 116HBW. Já a curva da condição S6 apresenta seu pico de dureza na oitava hora de tratamento, 124HBW, e não possui declínio. A perda de coerência dos precipitados e o posterior crescimento são responsáveis pela queda de dureza do material [6], que poderia ser mais bem evidenciada caso o envelhecimento seguisse por tempos maiores.

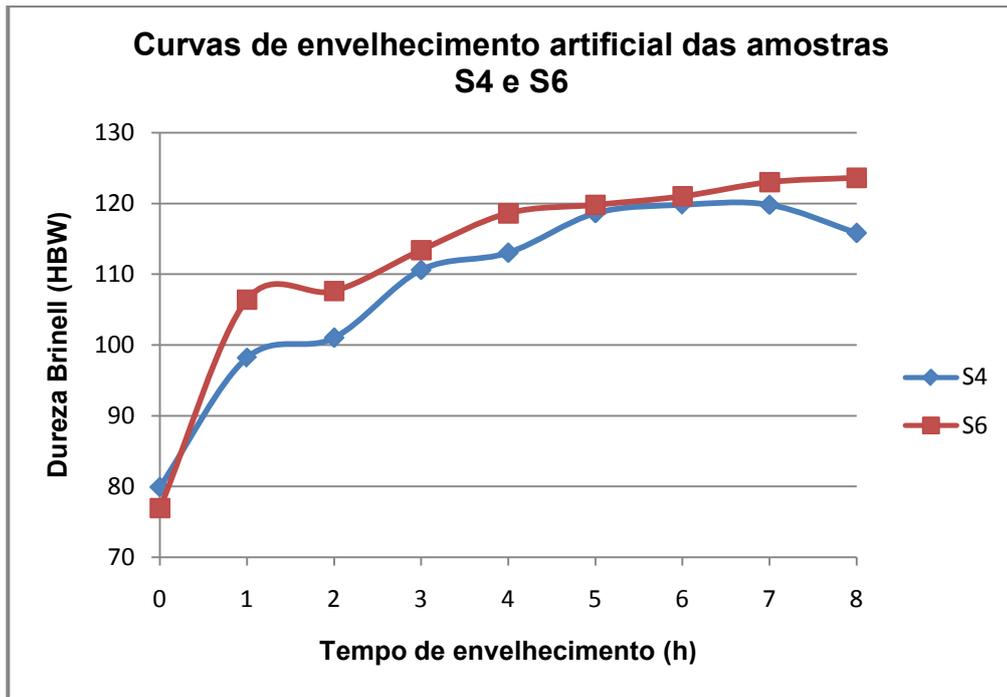


Figura 03. Gráfico de variação da dureza ao longo do tratamento térmico para as amostras solubilizadas nas condições S4 e S6, envelhecidas a 220 °C.

2.1.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A microestrutura da amostra forjada apresenta aspecto dendrítico e está indicada na figura 04, a seta da imagem 04B indica a presença de segregação.

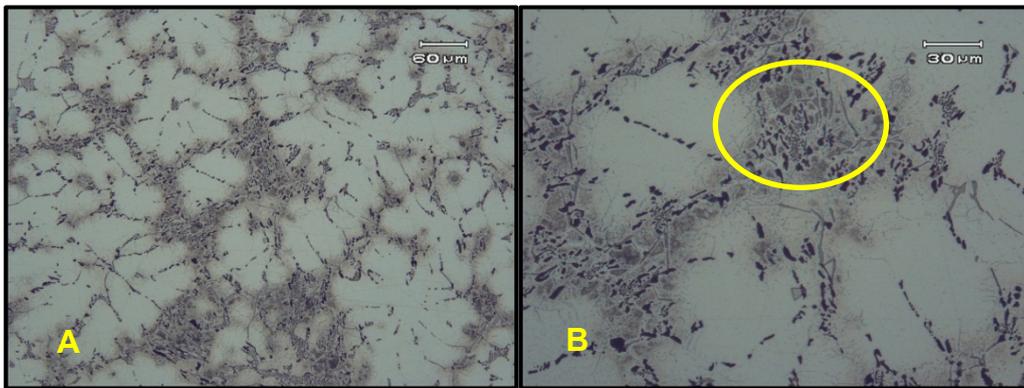


Figura 04. Metalografia da liga AA2618 como recebida, sem tratamento térmico. A imagem apresenta microestrutura dendrítica com segregação indicada pela elipse. Ataque: reagente Keller.

Observando as metalografias feitas após a solubilização, figura 05, é possível perceber que houve difusão de grande parte da segregação presente no material antes do tratamento. Contudo, as imagens captadas nos picos de dureza de cada curva, figura 06, não apresentam maiores diferenças microestruturais do que as provocadas pela solubilização.

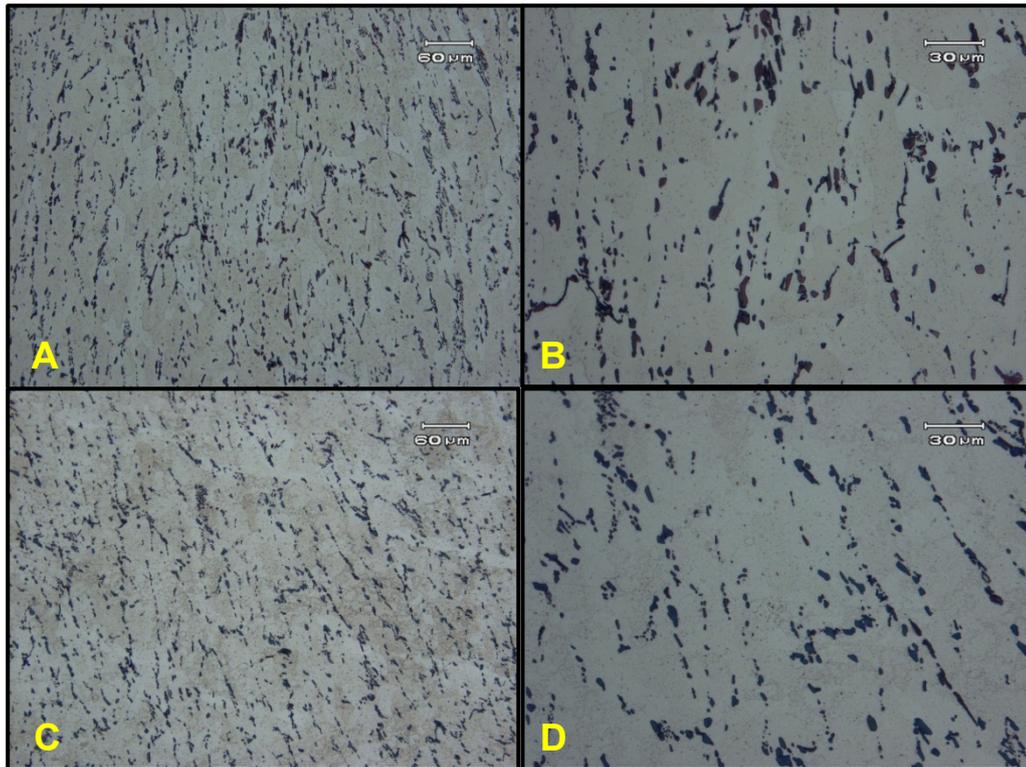


Figura 05. Metalografia da liga AA2618 após 4 horas, nas figuras A e B, e 6 horas, figuras C e D, de solubilização, indicando que a segregação interdendrítica foi difundida. Ataque reagente Keller.

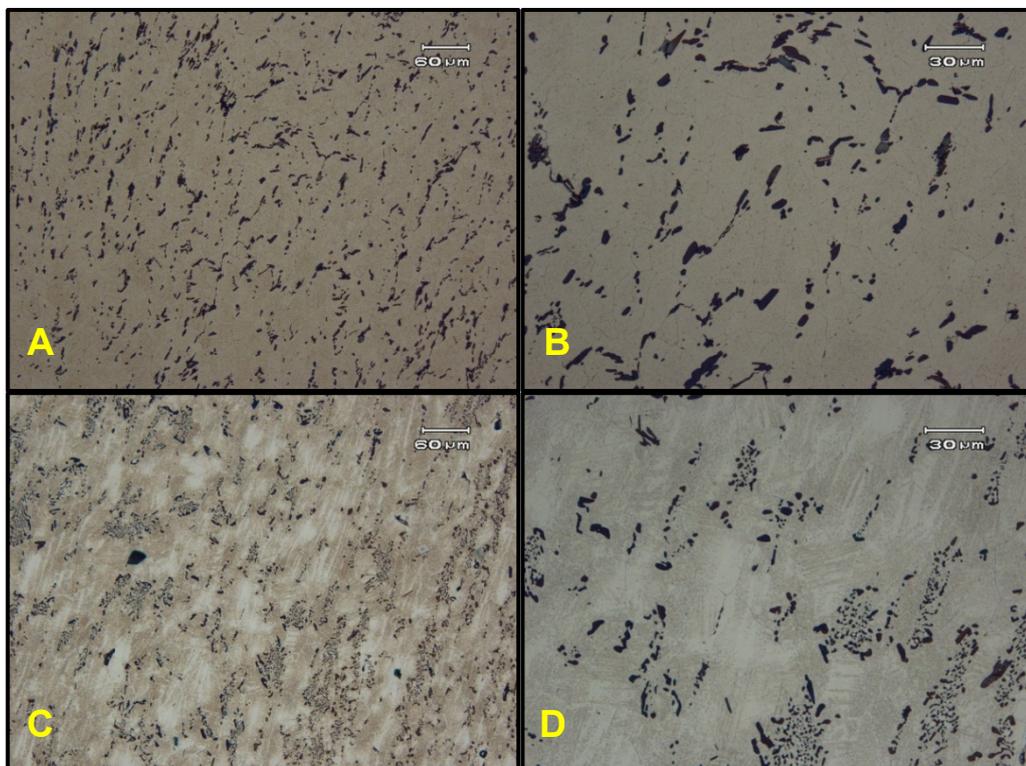


Figura 06. Metalografia da liga AA2618 (A) e (B) condição S4 envelhecida por 6 horas, (C) e (D) condição S6 envelhecida por 8 horas. Envelhecimentos feitos a 220 °C. Ataque reagente Keller.

2.1.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

A técnica de microscopia eletrônica de varredura aliada a de espectroscopia de dispersão de Raios-X foi utilizada para caracterizar os intermetálicos presentes na liga. As análises foram feitas antes dos tratamentos térmicos e em situações intermediárias e não indicaram diferença, seja morfológica ou qualitativa entre as etapas do experimento. As figuras 07 e 08 representam os principais intermetálicos identificados.

A figura 07 apresenta um intermetálico de composição Al-Fe-Ni, que corresponde com a composição química do material e tem morfologia lembrando uma figura geométrica, como um quadrado. Já a figura 08, feita na amostra de condição S6, pode-se ver um intermetálico contendo o elemento cério, o Al, o Cu e o La, indicado pela seta (a), com morfologia semelhante a um bastão e na seta (b), novamente, a representação de um intermetálico de composição Al-Fe-Ni, porém com morfologia diferenciada da anterior. Também foram encontrados intermetálicos contendo Al, Ti, Mg e Ce, entretanto sua morfologia é mais esférica do que quando o cério esta associado ao Al, Cu e La.

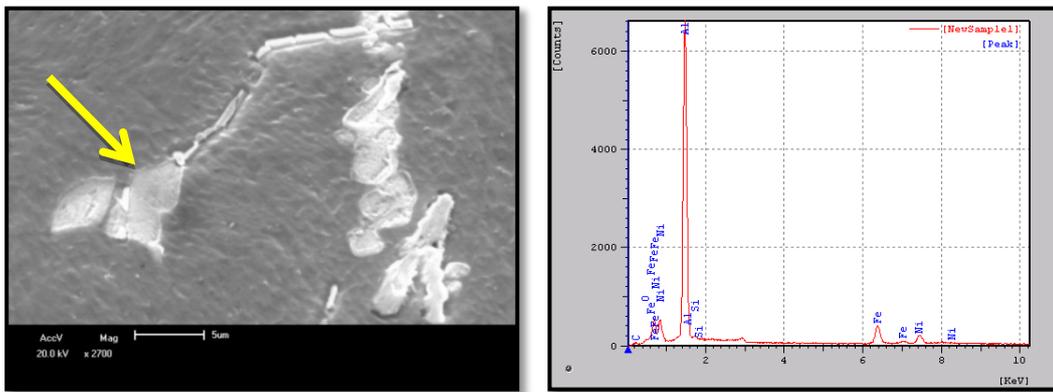


Figura 07. Imagem feita em microscopia eletrônica de varredura. Intermetálicos presentes na amostra solubilizada por 4 horas, S4. A seta indica o local onde foi feita a análise de EDS.

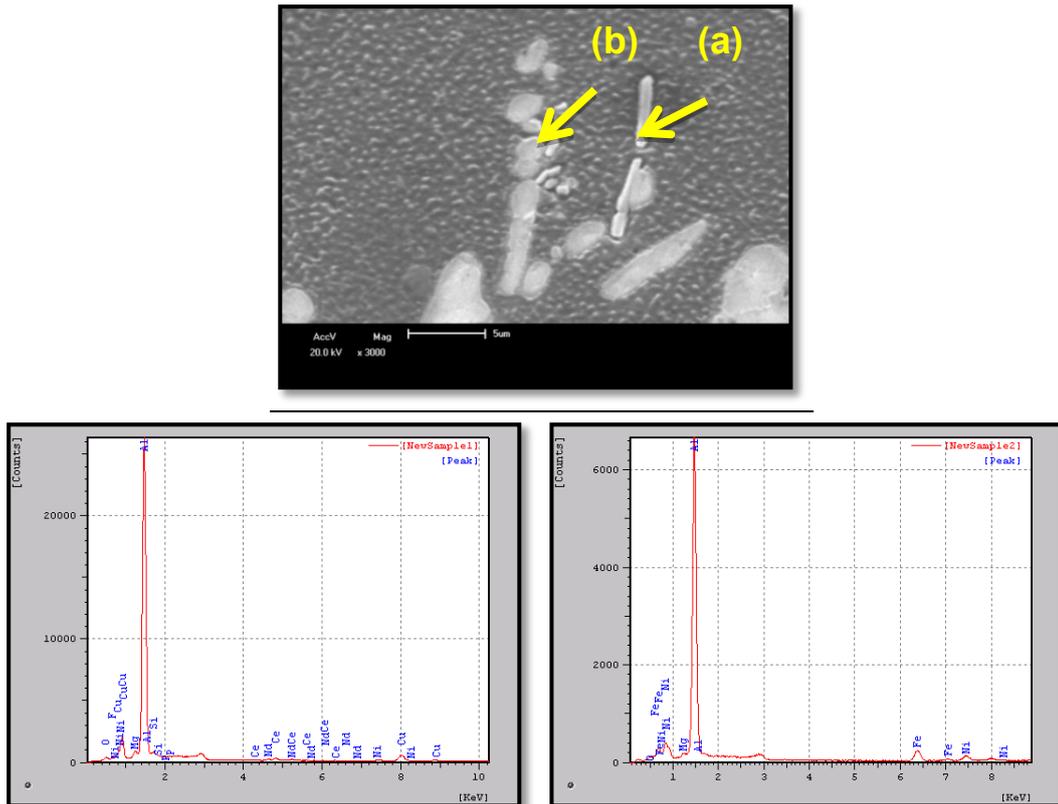


Figura 08. Imagem feita em microscopia eletrônica de varredura mostra os intermetálicos presentes. Amostra solubilizada por 6h. A seta indica o local onde foi feita a análise de EDS. À esquerda o EDS do ponto (a) e à direita o do ponto (b).

2.2 DISCUSSÃO

As curvas de dureza do envelhecimento das amostras, figura 03, apresentam semelhança em sua forma, mas é possível notar que a curva das amostras na condição S6 está deslocada a cima da outra. E o pico de dureza difere entre as condições analisadas ocorrendo em 6 horas de tratamento para condição S4, no valor de 120HBW, e em oito horas para condição S6, no valor de 124HBW. Ademais, na quinta e sexta hora de tratamento os valores de dureza são semelhantes para as duas condições analisadas. Porém, quando se analisa os tempos finais de 7 e 8 horas, a tendência das curvas é oposta, enquanto a curva S4 decaiu a curva S6 permaneceu estável. As diferenças apresentadas podem ser explicadas devido à influência da solubilização no envelhecimento.

O envelhecimento é baseado na formação e crescimento de precipitados estáveis, coerentes e finamente dispersos na matriz, entretanto para alcançar este estágio é necessário que o material passe por estágios intermediários, como a zona de Guiner-Preston [3;6]. Um dos fatores que influencia na formação da zona GP é a disponibilidade de soluto em solução sólida supersaturada, esta condição é atingida pela solubilização. Apesar de estudos demonstrarem que a temperatura de solubilização possui maior influência do que o tempo sobre o desempenho do tratamento térmico [3], para a liga deste experimento as curvas de envelhecimento mostram que o tempo de duração também é um fator importante a ser considerado.

O fato de a curva com tempo maior de solubilização apresentar maiores valores de dureza e aparente estabilidade, demonstra que de alguma forma a solubilização foi mais eficiente, mas seriam necessários ensaios complementares para certificar essa suposição. Ainda assim, é necessário ter em vista que com a adição de elementos como Ce e Zr é possível que sejam necessários tempos maiores de solubilização, pois há formação de intermetálicos contendo Al-Ce-Cu que podem necessitar de mais tempo para que a difusão dos elementos ocorra.

A microestrutura encontrada está de acordo com a microestrutura esperada para a liga AA2618. Quando se fala em mudança microestrutural, a única que foi realmente perceptível às análises feitas é a provocada pela solubilização, figuras 04 e 05, que difundiu grande parte do material que estava segregado. Já entre os tempos de solubilização estudados não há diferença visível, seria necessário, assim como em outros estudos [3;4], utilizar a técnica de calorimetria diferencial de varredura, Dsc, para verificar diferenças na solubilização e microscopia eletrônica de transmissão para avaliar a diferença qualitativa e quantitativamente na formação de precipitados devido aos parâmetros estudados.

Além do que foi referido, tem-se a microscopia eletrônica de varredura que confirmou a presença de intermetálicos formados entre Al-Fe-Ni e Al-Cu-Fe-Ni, estes precipitados são responsáveis pelo aumento de estabilidade da liga quando submetida à altas temperaturas e foram encontrados em trabalhos recentes como o de Elgallad, onde a dissolução desses não ocorreu mesmo em altas temperaturas [7]. Também foram encontrados intermetálicos contendo Al, Ti, Mg e Ce, entretanto sua morfologia é mais esférica do que quando o cério esta associado ao Al, Cu e La.

Logo, os resultados encontrados estão de acordo com o encontrado na literatura. Este trabalho foge do convencional, pois normalmente os envelhecimentos são feitos em tempos muito maiores [2;3;4], o que ajudaria a confirmar a legitimidade dos picos de dureza do material. Em alguns estudos curvas semelhantes foram observadas e em tempos maiores obtiveram picos de dureza superiores ao encontrado nesse estudo [2].

3 CONCLUSÃO

- Para os parâmetros estudados a solubilização pelo tempo de seis horas apresentou desempenho superior ao tempo de quatro horas, devido ao maior valor de dureza alcançado e ao fato de não ocorrer queda de dureza no tempo estudado. Logo, a melhor condição de tratamento térmico resulta da combinação de solubilização por 6 horas seguida de envelhecimento artificial por 8 horas.
- As metalografias das amostras indicam que a solubilização provocou uma mudança morfológica na microestrutura, porém para medir a eficiência seria necessário a utilização de técnicas complementares, como DRX.

- As imagens em MEV e o EDS comprovam a existência dos precipitados de Al-Fe-Ni esperados para a liga e também a existência de Ce, formado precipitados com Al-Cu e Al-Ti, tantonas amostras solubilizadas, como nas envelhecidas artificialmente.
- A morfologia dos precipitados formados condiz com o esperado pela literatura. Os precipitados contendo Ce apresentaram morfologia semelhante a um bastão .

Agradecimentos

Agradeço a empresa Borghetti Turbos e Sistemas Automotivos Ltda por ter viabilizado a liga para que este trabalho possível.

REFERÊNCIAS

- 1 PROCONVE, fases, limites e documentação [acesso em 09 de jun. 2018]; Disponível em : <http://www.ibama.gov.br/emissoes/veiculos-automotores/programa-de-controle-de-emissoes-veiculares-proconve>
- 2 XIAO, D. H. et al. Effect of rare earth Ce addition on the microstructure and mechanical properties of an Al–Cu–Mg–Ag alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 352, n. 1, p. 84-88, 2003
- 3 LIN, Y.; ZHENG, Z. Q.; LI, S. C. Effect of solution treatment on microstructures and mechanical properties of 2099 Al–Li alloy. *archives of civil and mechanical engineering*, v. 14, n. 1, p. 61-71, 2014.
- 4 LONG, H. C. et al. The negative effect of solution treatment on the age hardening of A356 alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 566, p. 112-118, 2013.
- 5 WANG, Jianhua et al. Influence of deformation ageing treatment on microstructure and properties of aluminum alloy 2618. *Materials Characterization*, v. 59, n. 7, p. 965-968, 2008.
- 6 PORTER, David A.; EASTERLING, Kenneth E.; SHERIF, Mohamed. *Phase Transformations in Metals and Alloys*,.CRC press, 1992.
- 7 ELGALLAD, E. M. et al. Effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of AA2618 DC cast alloy. *Materials & Design*, v. 61, p. 133-140, 2014.
- 8 ASM INTERNATIONAL; ASM INTERNATIONAL. HANDBOOK COMMITTEE; ASM INTERNATIONAL. ALLOY PHASE DIAGRAM COMMITTEE. *Metals Handbook: Heat Treating*. Asm International, 1991.