

CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA 6061 DE APLICAÇÃO AUTOMOTIVA¹

Cássio Barbosa²
Tatiana Silva Barros²
Jôneo Lopes do Nascimento²
Ibrahim de Cerqueira Abud²

Resumo

Nas últimas décadas tem crescido o uso de ligas de alumínio na fabricação de diversos componentes de automóveis. O objetivo deste trabalho é analisar as características microestruturais e propriedades mecânicas da liga de alumínio 6061, que pode ser utilizada na produção de vários tipos de peças e acessórios automotivos. Técnicas como microscopia ótica, microscopia eletrônica de transmissão (MET), ensaios de dureza, de tração e de corrosão foram utilizadas nesta análise. Os resultados obtidos neste estudo permitiram a identificação das fases presentes na liga, dos efeitos do processamento na microestrutura deste material e a determinação de suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, destacando-se a resistência à corrosão sob tensão.

Palavras-chave: Liga de alumínio; Microestrutura; Propriedades mecânicas; Indústria automobilística.

CHARACTERIZATION OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AA 6061 ALUMINUM ALLOY FOR AUTMOTIVE APPLICATION

Abstract

In the last decades the use of aluminum alloys for fabricating several automotive components has increased. The aim of this work is an analysis of the microstructural characteristics and mechanical properties of AA 6061 aluminum alloy, which can be used in the production of several types of automotive pieces and accessories. Techniques such as optical microscopy, transmission electron microscopy (TEM), hardness, tensile and corrosion resistance tests were used in this analysis. The results which were obtained in this study allowed the identification of the phases present in the alloy, of the effects of processing on the microstructure of this material and the determination of its mechanical and corrosion resistance properties, with emphasis on stress corrosion resistance.

Keywords: Aluminum alloy; Microstructure; Mechanical properties; Automotive industry.

¹ Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.

² Instituto Nacional de Tecnologia, Avenida Venezuela, 82, sala 626, Rio de Janeiro, CEP 20.081-312, cassio.barbosa@int.gov.br

1 INTRODUÇÃO

É cada vez mais freqüente uso de ligas de alumínio para a fabricação de peças para indústria automobilística, como rodas, pistões, blocos de motor, peças estruturais e carroceria de alguns modelos até cilindros para acondicionamento de gás natural. Os principais motivos desta tendência são a necessidade de reduzir a emissão de gases poluentes e de economizar combustível através da redução do peso dos componentes. Isto é possível com a utilização de ligas endurecíveis por precipitação, por meio de tratamentos térmicos ou termomecânicos, permitindo obter elevada relação resistência mecânica/peso.^(1,2) Dentre as ligas de alumínio termicamente tratáveis as da série 6XXX são aquelas que podem ser mais facilmente extrudadas e soldadas.⁽³⁾

Nas ligas da série 6XXX o magnésio e o silício combinam-se para formar o composto intermetálico Mg_2Si , que antes de atingir o equilíbrio no superenvelhecimento, é o responsável pelo endurecimento dessas ligas. De acordo com o diagrama pseudo-binário de equilíbrio Al- Mg_2Si , mostrado na Figura 1, a solubilidade da fase Mg_2Si (β) na matriz rica em alumínio (α) aumenta com a elevação da temperatura. O tratamento de solubilização e envelhecimento artificial controlado permite a precipitação da segunda fase (β) a partir de uma solução sólida supersaturada. Isso favorece a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos, que acarretam um substancial aumento na dureza do material.⁽⁴⁻⁶⁾

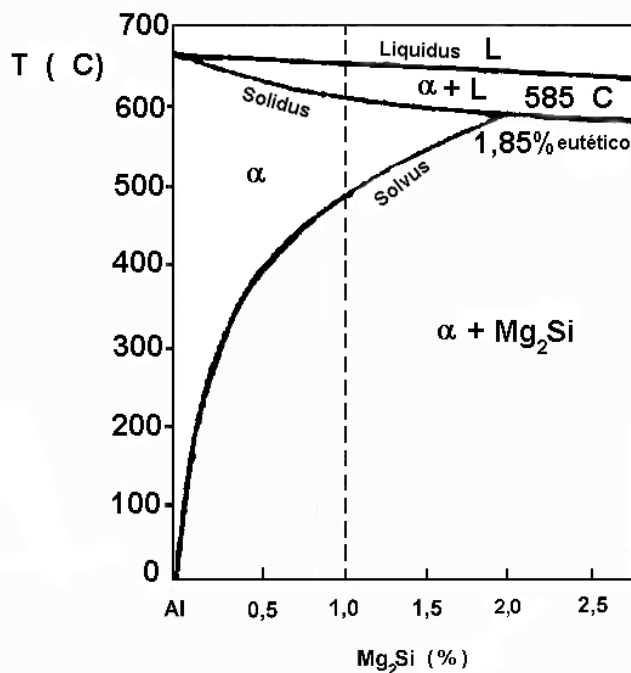


Figura 1 – Diagrama pseudo-binário de equilíbrio Al- Mg_2Si .

O aumento da dureza com o tempo e a temperatura de envelhecimento estão relacionados com o crescimento das partículas de segunda fase, desde dimensões características de zonas de Guinier-Preston⁽⁶⁾ até partículas com menor grau de coerência.⁽⁶⁾ A queda de dureza, que ocorre para tratamentos térmicos em altas temperaturas e/ou longos tempos de envelhecimento, está relacionada com o

crescimento excessivo dos precipitados, favorecendo o movimento das discordâncias quando de uma solicitação mecânica, o que possibilita o amolecimento da liga, e que caracteriza o superenvelhecimento.⁽⁶⁾

Em temperaturas de envelhecimento da ordem de 200°C, a precipitação nestas ligas tem uma cinética relativamente rápida. O processo inicia-se através da formação de aglomerados (clusters) de átomos de silício, uma vez que a solubilidade do silício no alumínio é menor do que a do magnésio. Esses aglomerados estão distribuídos homogêneaemente através da matriz. As lacunas retidas com o resfriamento rápido favorecem o aumento da difusividade dos átomos de silício, acelerando o processo.⁽⁷⁻¹¹⁾

Aos poucos, os átomos de magnésio difundem-se para esses aglomerados de silício e ligando-se a estes formam as chamadas zonas de Guinier-Preston (GP). A formação das zonas GP a 200°C é rápida. Estas possuem formato aproximadamente esférico e à medida que crescem, transformam-se em precipitados com forma de agulhas, conhecidos na literatura como β'' .^(4,6) Ao contrário dos precipitados intermediários, as zonas GP não têm estrutura cristalina definida, caracterizando-se por desordem interna.⁽¹²⁾ Essas zonas podem atuar como núcleos para a formação de precipitados intermediários.^(11,12) Outros tipos de heterogeneidades, como discordâncias e contornos de grão, podem favorecer a nucleação de precipitados.⁽¹²⁻¹⁶⁾ Após algum tempo de envelhecimento a 200°C formam-se os precipitados β'' .^(6,14-16) O precipitado de transição desenvolve-se por um processo de ordenamento do espaçamento e do arranjo atômico nos aglomerados de átomos de magnésio e silício.⁽¹⁴⁾

Prolongando-se o envelhecimento a 200°C surgem os precipitados β' , que originam-se do crescimento e transformação dos precipitados β'' . Esses dois precipitados são bem distintos: enquanto β'' é totalmente coerente, β' é semi-coerente, além das diferenças quanto ao tamanho (os precipitados β'' são bem menores que os β') e forma (β'' em forma de agulhas e β' em forma de bastonetes).⁽⁶⁾ Os valores máximos de dureza obtidos nestas ligas Al-Mg-Si estão associados à presença dos precipitados metaestáveis β'' e β' .⁽⁶⁾

Para tempos de envelhecimento a 200°C muito longos surge o precipitado de equilíbrio β , completamente incoerente com a matriz. Este precipitado, cuja composição química corresponde à relação estequiométrica Mg_2Si , possui forma de plaqueta e dimensões relativamente grandes. Sua presença está associada ao amolecimento da liga acarretado pelo superenvelhecimento. A seqüência de precipitação nas ligas Al-Mg-Si seria portanto a seguinte:⁽⁴⁻⁶⁾

Solução sólida \rightarrow zonas GP (esféricas) \rightarrow β'' (agulhas) \rightarrow β' (bastonetes) \rightarrow β (plaquetas quadradas) : Mg_2Si .

A presença de cobre, em teores enriquece estas ligas com outros tipos de precipitados endurecedores além de β'' (em forma de agulhas) e β' (em forma de bastonetes). Foram identificados também, nestas ligas que contêm cobre, precipitados em forma de ripas, ainda não identificados, mas que podem ser precipitados intermediários da fase Q' (composição aproximada: $Al_4Cu_2Mg_8Si_7$), da fase θ'' (Al_2Cu) ou da fase S' (Al_2CuMg). É possível que todas essas fases estejam presentes nas ligas Al-Mg-Si-Cu.⁽¹⁷⁻¹⁹⁾

Além do cobre, outros elementos importante nestas ligas são o manganês e o cromo, que formam com outros elementos de liga fases como $AlFeMnSi$ e $AlFeCrSi$.⁽¹³⁾ Quando o teor de ferro é bem mais baixo que o teor de manganês, estas partículas se apresentam sob a forma de dispersóides finos, quando o teor de

manganês é alto. O tamanho e a distribuição dessas fases influi bastante sobre o comportamento da liga 6013 no que se refere à recristalização. As partículas finas (dispersóides) atuam como obstáculos ao movimento dos contornos de grão, retardando a recristalização e o crescimento de grão.⁽⁶⁾ Por outro lado, as partículas grosseiras (mais ricas em ferro) favorecem a recristalização, na medida em que com a deformação, a região adjacente a estas partículas grosseiras apresentam maior grau de deformação (maior densidade de discordâncias) e por isso atuam como sítios mais eficazes para a nucleação preferencial de grãos recristalizados.⁽⁶⁾ Além disso, o livre caminho médio para a migração de contornos é maior entre estas partículas mais grosseiras, que portanto não retardam de modo significativo a recristalização. Deste modo, o material que contém partículas grosseiras tem a recristalização acelerada em comparação com o que contém partículas finas.⁽¹³⁾

Sendo assim, ao passo que o, magnésio, o silício e o cobre influem no endurecimento por precipitação da liga, o manganês e o cromo afetam a cinética de recristalização da mesma.

No presente trabalho é apresentado um estudo de microestrutura, propriedades mecânicas e resistência à corrosão de uma liga de alumínio 6061 proposta para aplicações automotivas.

2 MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A Tabela 1 mostra a composição química do material. Após a fabricação o material foi solubilizado e envelhecido naturalmente (tratamento T4).

Tabela 1. Composição química da liga de alumínio AA 6061

Composição química (% em peso):

| Elementos | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Ni |
|-----------|------|------|------|------|-------|------|----|
| Obtido | 0,61 | 0,20 | 0,32 | 0,01 | 0,912 | 0,06 | ND |

| Elementos | Zn | Ti | Ca | P | Pb | Sb | Sn |
|-----------|------|-------|-------|-------|----|----|----|
| Obtido | 0,02 | 0,013 | 0,001 | 0,001 | ND | ND | ND |

| Elementos | Sr | V | Zr | B | Cd | Co | Al |
|-----------|----|------|----|--------|----|----|------|
| Obtido | ND | 0,02 | ND | 0,0014 | ND | ND | Base |

Três tipos de ensaios foram realizados: metalográficos, de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão.

As amostras para análise metalográfica foram submetidas a preparação padronizada.⁽²⁰⁾ O material foi atacado com reagente de Keller: 2 ml de ácido fluorídrico, 3 ml de ácido clorídrico e 5 ml de ácido nítrico em 190 ml de água destilada. Após os ataques, além da obtenção de imagens micrográficas foi realizada a determinação quantitativa do percentual de segunda fase e de tamanho de grão.

As amostras para microscopia eletrônica de transmissão (MET), obtidas nas seções transversal e longitudinal da peça cilíndrica, foram submetidas a polimento eletrolítico por jato duplo de solução de 30 % de ácido nítrico em metanol a -15 °C e 12 V.

Foi medida a dureza na escala Vickers com carga de 10 kgf (98,07 N) de acordo com a norma NBR ISO 188-1:99.⁽²¹⁾ Os ensaios de tração foram realizados numa máquina com capacidade nominal de 25 kN, com uma velocidade de deslocamento de 2 mm/min em corpos de prova retirados paralelamente ao eixo longitudinal das peças cilíndricas.

O ensaio de corrosão sob tensão foi conduzido segundo a Norma NACE TM 0177-05 – Método A.⁽²²⁾ A tensão aplicada correspondeu ao limite de escoamento do material e a deflexão foi calculada. O dispositivo de ensaio é mostrado na Figura 2.



Figura 2 – Aspecto geral do dispositivo de ensaio de corrosão sob tensão.

3 RESULTADOS

A Figura 3 mostra a microestrutura do material (seção transversal) com grãos bastante deformados (alongados).

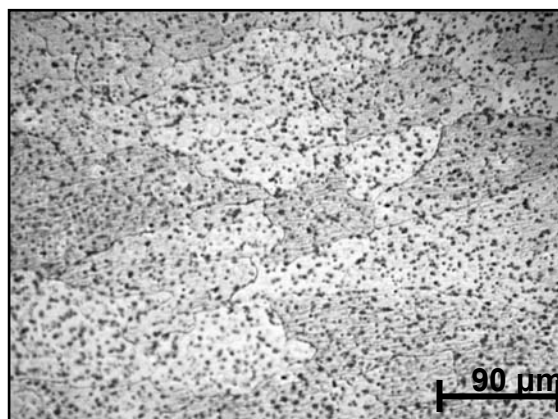


Figura 3 – Micrografia: amostra da seção transversal.

As Figuras 4 e 5 mostram aspectos da microestrutura do material obtido por microscopia eletrônica de transmissão, com os respectivos espectros de energia dispersiva de raios X (EDS) ao lado.

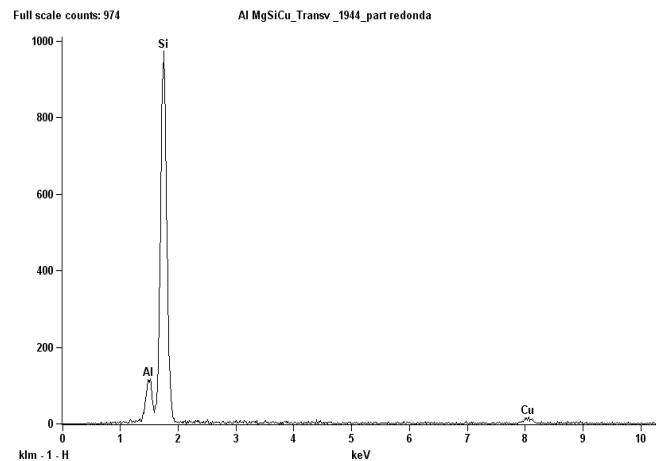
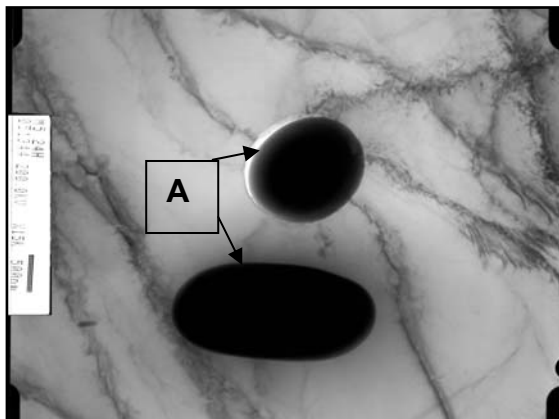


Figura 4 – Partículas grosseiras ricas em silício (A): MET/EDS. Seção transversal.

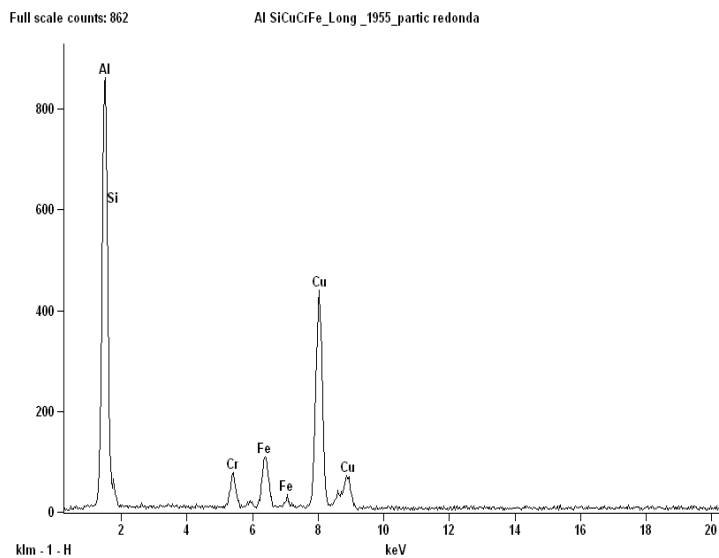
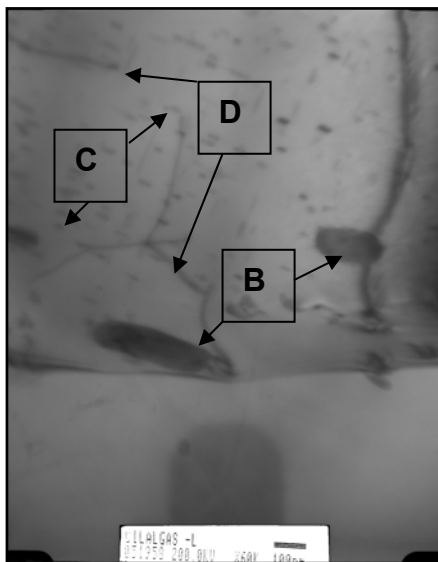


Figura 5 – Partículas médias: Fase $\text{Al}_8\text{Fe}(\text{Cr})_2\text{Si}$ (B). MET/EDS. Partículas mais finas e menores: fases β'' (mais curtas: C) e fase Q' (mais longas: D): MET. Seção longitudinal.

A Tabela 2 apresenta os valores de dureza Vickers obtidos nas amostras transversal e longitudinal com a aplicação de carga de 10 kgf (HV10).

Tabela 2 – Dureza HV 10: amostras (transversal e longitudinal) da liga de alumínio AA 6061 após tratamento térmico

| Amostra Transversal | | | | | |
|----------------------|-----|--------|-------|---------------------------|------------------------------|
| d1 | d2 | média | dif% | HV (kgf/mm ²) | Média (kgf/mm ²) |
| 611 | 638 | 624,50 | 4,42% | 47,49 | 49,603 |
| 606 | 606 | 606,00 | 0,00% | 50,44 | |
| 611 | 631 | 621,00 | 3,27% | 48,03 | |
| 580 | 591 | 585,50 | 1,90% | 54,03 | |
| 620 | 622 | 621,00 | 0,32% | 48,03 | |
| Amostra Longitudinal | | | | | |
| d1 | d2 | média | dif% | HV (kgf/mm ²) | Média (kgf/mm ²) |
| 619 | 594 | 606,50 | 4,21% | 50,35 | 50,389 |
| 618 | 607 | 612,50 | 1,81% | 49,37 | |
| 588 | 602 | 595,00 | 2,38% | 52,32 | |
| 605 | 603 | 604,00 | 0,33% | 50,77 | |
| 620 | 608 | 614,00 | 1,97% | 49,13 | |

Os resultados obtidos nos ensaios de tração são mostrados na Figura 6.

NBR 6152/1992

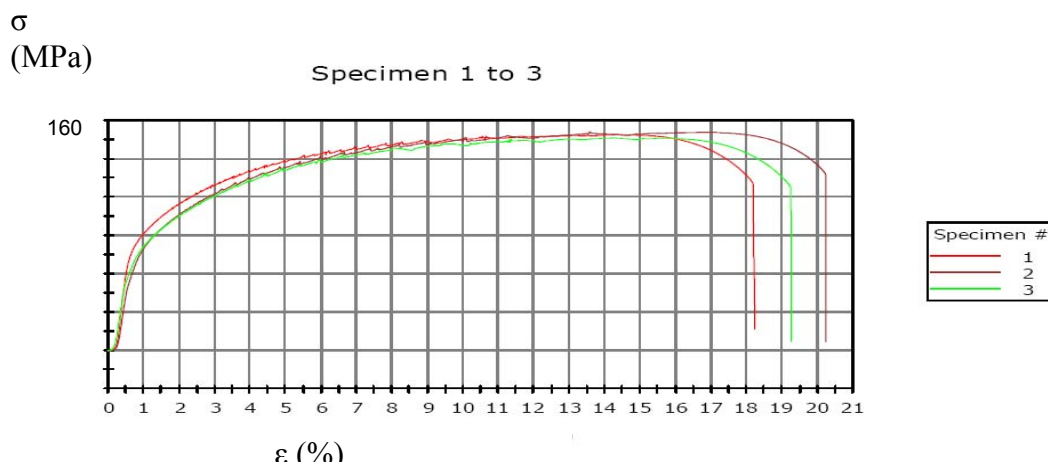


Figura 6 – Aspecto geral das curvas de carga x deslocamento obtidas para as amostras (CP1, CP2 e CP3) da liga de alumínio AA 6061 (T4) dos cilindros.

O valor médio da tensão limite de escoamento é 62,67 MPa (considerando o critério de 0,2 %) e o da tensão limite de resistência à tração é 153 MPa. Do mesmo modo como ocorreu com os valores de dureza, são valores compatíveis com o tratamento T4 (envelhecimento natural). O material testado apresentou boa ductilidade, revelada pelo considerável alongamento obtido, indicando que não ocorreu nenhum fenômeno de fragilização, o que é consistente com as imagens de MEV obtidas para as amostras submetidas aos ensaios de tração, que mostraram fratura dúctil.

Após a realização do ensaio de corrosão sob tensão, não ocorreu ruptura nem trincas em nenhum dos corpos de prova referentes às amostras ensaiadas

Com base na observação macroscópica, realizada em um microscópio estereoscópico com aumento de 10 x, realizada nos corpos de prova após limpeza

química, não foi observada a presença de trincas, porém constatou-se ataque corrosivo localizado por pites (Figura 7).

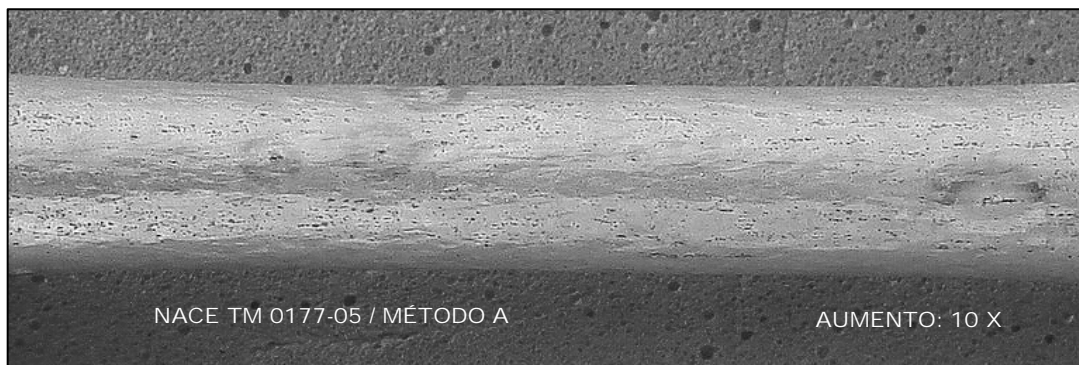


Figura 7 – Corpo de prova após ensaio de corrosão sob tensão: ausência de trincas, porém presença de pites.

4 DISCUSSÃO

O material analisado neste estudo foi recebido na condição de tubos extrudados. Posteriormente foi submetido a um processo de conformação por repuxamento para a fabricação de peças cilíndricas. Estas peças foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização e em seguida mantidas à temperatura ambiente, configurando o tratamento térmico conhecido pela sigla T4.⁽⁶⁾ Toda a análise microestrutural e de resistência mecânica e à corrosão, conduzida neste estudo, foi realizada no material que já estava nesta condição.

A imagem de microscopia ótica revela elevado grau de deformação, acumulado nestes dois processos de conformação mecânica, o qual até mesmo na imagem da seção transversal já pode ser percebido. As imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão, e os espectros de energia dispersiva de raios X (EDS), revelaram a presença de três tipos de partículas:

a) partículas grosseiras ricas em silício (A na Figura 4), o que pode ser facilmente explicado pelo excesso de silício em relação ao teor de magnésio necessário para formar o siliceto de magnésio (Mg_2Si), típico deste tipo de liga. Estas partículas apresentaram formato arredondado e/ou ovalado e dimensões da ordem de 0,5 μm a 1 μm . Entretanto, visualmente sua densidade é relativamente baixa, não afetando a tenacidade do material.

b) partículas com dimensões intermediárias e composição química do tipo $Al_8Fe(Cr)_2Si$ (B na Figura 5): também conhecidas como dispersóides. De acordo com a literatura⁽⁶⁾ estas partículas atuam como obstáculo ao movimento dos contornos de grãos, assim desacelerando processos de recristalização e crescimento de grão, deste modo contribuindo para melhorar propriedades mecânicas como tenacidade e resistência mecânica.

c) partículas muito pequenas e finas, que não puderam ser analisadas pelo sistema de EDS. De acordo com informações da literatura,^(6,20) neste grupo as partículas mais curtas correspondem à fase β'' (composto intermetálico de magnésio e silício, precursor das fases β' e β : Mg_2Si : C na Figura 5) e as partículas mais longas e finas correspondem à fase Q' , precursora da fase Q ($Al_4Cu_2Mg_8Si_7$: D na Figura 5). Estas partículas também estão presentes em baixa densidade.

Os resultados do ensaio de dureza e de tração revelaram resistência mecânica compatível com o tratamento térmico T4. O alongamento é bastante considerável, indicando boa ductilidade e tenacidade.

Os resultados do ensaio de corrosão sob tensão atestam que o material não apresentou trincas, resistindo bem às severas condições de corrosão sob tensão. Alguns indícios de pites de corrosão localizada foram percebidos, mas dada a severidade das condições de ensaio (ambiente de cloretos), muito mais agressivas do que as condições reais de uso do material, acredita-se que o material apresenta resistência à corrosão satisfatória para o tipo de aplicação ao qual se destina.

5 CONCLUSÕES

A liga de alumínio analisada neste estudo apresentou características microestruturais favoráveis à sua aplicação na indústria automotiva: baixa densidade de partículas grosseiras ricas em silício; presença significativa de partículas com dimensões intermediárias (dispersóides), que atuam como obstáculo ao movimento dos contornos de grãos, retardando processos termicamente ativados como recristalização e crescimento de grão; e uma pequena quantidade de partículas finas de fases β e Q' , que assim proporcionam certo grau de endurecimento na condição T4 (solubilização e envelhecimento natural).

Apesar do alto grau de deformação associado aos processos de conformação mecânica, evidenciado na análise metalográfica, em princípio a ductilidade e a tenacidade do material parecem não ter sido afetadas de modo significativo. Por outro lado, ficou demonstrado que o material possui boa resistência à corrosão sob tensão, mesmo em condições mais severas do que as que encontra em suas aplicações habituais.

Os valores de propriedades mecânicas encontrados (limite de escoamento e limite de resistência à tração) são compatíveis com o tratamento térmico aplicado (T4: solubilização e envelhecimento natural: à temperatura ambiente por alguns dias).

Acredita-se que após ser submetido ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6) para atingir o pico de dureza, certamente o material apresentará maior densidade de partículas de fases β e Q' , conseqüentemente alcançado maior resistência mecânica e dureza.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Laboratório de Microscopia Eletrônica da COPPE/UFRJ, particularmente à Carla Woyames Gabriel e ao professor Luiz Henrique de Almeida, pelas análises de MET e à Sonia Maria Coelho de Souza e à sua equipe do LAH2S do INT, pela realização dos ensaios de tração e corrosão.

REFERÊNCIAS

- 1 IRVING, B. – “Interest in Welded Aluminum Automobiles Gathers Momentum Worldwide”, *Welding Journal*, 1998, June, p.31-35.
- 2 COLE, G.S. & SHERMAN, A.M. – “Lightweight Materials for Automotive Applications” – *Materials Characterization*, 1995, v.35, p.3-9.
- 3 MUSULIN, I. – “Selection of 6xxx Alloys Based on Extrudability, Properties and Final Usage, 5 th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, v.II, 1992, May, p.25-33.



- 4 THANABOONSOMBUT, B. & SANDERS Jr., T.H. – “The Effect of Cooling Rate from the Melt on the Recrystallization Behavior of Hot Rolled and Solution Heat Treated Aluminum Alloy 6013”, Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, v.28-A, October, p.2137-2142.
- 5 JENISKI, R.A. et alli – “The Effect of Iron and Manganese on the Recrystallization of Hot Rolled and Solution Heat Treated Aluminum Alloy 6013”, Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, v.27-A, January, p.19-27.
- 6 HATCH, J.E. – “Aluminum : Properties and Physical Metallurgy, ASM, 4 th printing, Metals Park, Ohio, 1990, p.139-145.
- 7 VAN HORN, K.R. – “Aluminum, v.1, ASM, 1 st printing, Metals Park, Ohio, 1967, p.324-327.
- 8 BARBOSA, C., BASTIAN, F., ACSELRAD, O – “Efeito do Tratamento Térmico na Microestrutura e Dureza da Liga 6063 (Al-Mg-Si)”, Anais do 46 ° Congresso Anual da ABM, v.3, Setembro, 1991, p.177-188.
- 9 CORDIER, H. & GRUHL, W. – “Beitrag zur Frage der Entmischung bei Al-Mg-Si Legierungen aufgrund Elektronmikroskopischer Beobachtungen”, Zeitschrift für Metallkunde, v.56, 1965, n° 10, p.669-674.
- 10 SHERCLIFF, H.R. & ASHBY, M.F. – “A Process for Age Hardening of Aluminum Alloys – I the Model”, Acta Metallurgica et Materialia, v.38, 1990, n° 10, p.1789-1802.
- 11 LUTTS, A – “Pre-precipitation in Al-Mg-Ge and Al-Mg-Si”, Acta Metallurgica, v.9, 1961, June, p.577-586.
- 12 OZAWA, E. & KIMURA, H. – “Excess Vacancies and the Nucleation of Precipitates in Aluminum-Silicon”, Acta Metallurgica, v.18, 1970, September, p.995-1004.
- 13 MURALI, S. et alli – “Morphological Studies on β -FeSiAl5 phase in Al-7Si-0.3Mg Alloy with Trace Additions of Be, Mn, Cr and Co”, Materials Characterization, v.33, 1994, p.99-112.
- 14 KORNGIEBEL, E. et alli – “On the Kinetics of the Decomposition of Al-Mg-Si Alloys”, Physica Status Solidi A, v.30, 1975, p.K-125.
- 15 LENDVAI, J. et alli – “The Effect of the Temperature of Solution Treatment and Quenching on the Zone Formation Process in Al-Mg-Si Alloys”, Materials Science and Engineering , v.16, 1974, p.85-89.
- 16 KOVÁCS, J. et alli – “The Effect of Preaging at Room Temperature on the Ageing Process of Al-Mg-Si Alloys”, Aluminium, v.50, 1974, n° 9, p.578-581.
- 17 CAYRON, C. & BUFFAT P.A. – “Transmission Electron Microscopy Study of the β' Phase (Al-Mg-Si Alloys) and QC Phase (Al-Cu-Mg-Si Alloys): Ordering Mechanism and Crystallographic Structure”, Acta Materialia, v.48, 2000, p.2639-2653.
- 18 CHAKRABARTI et alli – “Precipitation in Al-Mg-Si-Cu Alloys and the Role of the Q Phase and its Precursors”, Automotive Alloys II, Proceedings, 1998, The Minerals, Metals and Materials Society, p.27-44.
- 19 MIAO, W.F. & LAUGHLIN, D.E. – “Effects of Cu Content and Preaging on Precipitation Characteristics in Aluminum Alloy 6022”, Metallurgical and Materials Transactions A, v.31-A, 2000, February, p.361-371.
- 20 ASTM E 3 - 01 – “Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens”.
- 21 6507-1-97 – “Metallic Materials – Vickers Hardness Test – Part 1: Test Method”.
- 22 NACE TM 0177-05 - “Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking in Hydrogen Sulfide (H₂S) Environments”– Method A.