

Caracterização mecânica da liga de alumínio AA 6013 submetida a diferentes tratamentos térmicos

Mechanical and microstructural characterization of aluminium alloy AA 6013 submitted to different thermal treatments

Rafael Humberto Mota de Siqueira^{1,2}, Rudimar Riva², Antonio Jorge Abdalla^{2,3}, Milton Sergio Fernandes de Lima²

RESUMO

As ligas de alumínio da série 6XXX (Al-Mg-Si) possuem suas propriedades mecânicas alteradas pela formação de precipitados durante tratamento térmico de envelhecimento. Os fenômenos que ocorrem durante o envelhecimento são importantes para a formação de fases coerentes com a matriz, que podem promover melhores propriedades mecânicas. Por este motivo são propostos dois tratamentos térmicos sem solubilização prévia em uma liga de alumínio AA 6013, o primeiro aquecendo a amostra continuamente por quatro horas à temperatura constante de 190°C. No segundo tratamento foram utilizadas duas temperaturas diferentes, sendo a amostra aquecida na primeira hora a 300°C e nas três horas subsequentes a 180°C. O primeiro tratamento apresentou tensão de escoamento, tensão máxima e dureza superiores às amostras do segundo tratamento. A redução na ductilidade foi semelhante em ambos tratamentos térmicos.

Palavras-chave: Propriedades mecânicas; AA6013; Tratamentos térmicos.

ABSTRACT

The 6XXX series aluminum alloys (Al-Mg-Si) change its mechanical properties during the ageing treatment by the formation of precipitates. The reactions occurring during ageing are important to the formation of coherent phases, which are capable of increasing mechanical properties. Considering this fact, it is proposed two ageing treatments, without previous solubility, in an AA 6013 aluminum alloy, as follows, the first at 190°C for 4 hours and the second at 300°C for 1 hour and at 180°C for 3 hours. The treatment at 190°C for 4 hours presented higher tensile yield, ultimate strength and hardness when compared to the treatment at 300°C for 1 hour thus 180°C for 3 hours. Similar decrease on ductility was verified in both heat treatments.

Keywords: Mechanical properties, AA6013, Thermal treatments.

¹Instituto Tecnológico de Aeronáutica – São Jose dos Campos (SP) – Brasil

²Instituto de Estudos Avançados – São Jose dos Campos (SP) – Brasil

³Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – Guaratinguetá (SP) – Brasil

Autor correspondente: Rafael Humberto Mota de Siqueira – Trevo Coronel Aviador José Alberto Albano do Amarante, 1, Putim – CEP 12228-001 – São José dos Campos (SP) – Brasil

E-mail: rafaelhmota@yahoo.com.br

Recebido: 29/08/2011 **Aprovado:** 10/06/2015

INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio da série 6XXX (Al-Mg-Si) possuem suas propriedades mecânicas alteradas pela formação de precipitados durante o tratamento térmico de envelhecimento. O envelhecimento é dividido em duas etapas, a primeira é a solubilização, promovendo a dissolução dos elementos de liga na solução sólida, seguido de um resfriamento rápido e, na segunda etapa, ocorre a precipitação de uma fase intermetálica, como o Mg_2Si para as ligas da série 6XXX. Os fenômenos que ocorrem durante o envelhecimento são importantes para a formação de fases coerentes com a matriz, que podem promover melhores propriedades mecânicas⁽¹⁾.

No presente caso, a função do precipitado na estrutura cristalina é impedir a movimentação de discordâncias e assim, promover o aumento da dureza, da tensão de escoamento e da tensão máxima. Em contra partida pode causar diminuição na tenacidade e na ductilidade. Para que os precipitados presentes na microestrutura promovam tais alterações é necessário que eles estejam homogeneamente distribuídos na matriz e possuam dimensões adequadas^(2,3).

A adequada morfologia e a posição do precipitado na matriz são obtidas controlando-se a temperatura e o tempo de tratamento. Para o tratamento de precipitação é estabelecida uma temperatura bem abaixo da temperatura *solvus* da liga e ela se mantém constante durante todo o tratamento, variando-se apenas o tempo. A baixa temperatura é necessária para reduzir a taxa de difusão atômica, evitando o crescimento demasiado dos precipitados ou a sua nucleação e crescimento nos contornos de grão. Sendo assim, nos tratamentos tradicionais o tempo é a única variável utilizado para controlar o tamanho e a posição dos precipitados^(4,5).

Explorando a capacidade das ligas da série 6XXX em possuir suas propriedades mecânicas alteradas por tratamento térmico, no presente trabalho, são propostos dois tratamentos térmicos pós-envelhecimento. O objetivo é comparar estes tratamentos térmicos, variando o tempo e a temperatura, para melhorar as propriedades mecânicas, de uma liga AA6013 comercial.

MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado foi a liga de alumínio AA6013, na condição T4, na forma de placas com 1,6 mm de espessura. Esta liga tem como principais elementos de liga o silício (Si), o magnésio (Mg), o cobre (Cu) e o manganês (Mn)⁽⁶⁾. A condição T4 corresponde ao tratamento térmico de solubilização mais o envelhecimento na temperatura ambiente⁽⁷⁾.

Neste trabalho são propostos dois tratamentos térmicos de envelhecimento, o primeiro tratamento (TA) foi realizado a 190°C por quatro horas e o segundo tratamento (TB) foi realizado a 300°C por uma hora e a 180°C por três horas.

No tratamento térmico TA os corpos de prova (CDPs) foram deixados em estufa à temperatura constante de 190°C por quatro horas, a curva esquemática do tratamento é apresentada na

Fig.1. Terminado o tratamento a estufa foi aberta e deixou-se que os CDPs esfriassem até a temperatura ambiente antes que fossem retirados. Este tratamento é baseado no tratamento térmico T6, padrão para as ligas de alumínio⁽⁷⁾.

Já no tratamento térmico TB os CDPs foram deixados em mufla à temperatura constante de 300°C por uma hora e à temperatura constante de 180°C por três horas, a curva esquemática do tratamento é apresentada na Fig. 2. Ao final da primeira etapa do tratamento (300°C por 1 hora), ajustou-se a temperatura da mufla para 180°C e abriu-se a porta da mufla para que o decaimento da temperatura fosse mais rápido. Quanto à temperatura dos CDPs atingiu 180°C a porta da mufla foi fechada, aguardou-se que a temperatura estabilizasse e, então, iniciou-se a contagem do tempo da segunda etapa do tratamento. Terminado a segunda etapa do tratamento a mufla foi aberta e deixou-se que os CDPs esfriassem até a temperatura ambiente antes de serem retirados.

O tratamento térmico TB é baseado em um estudo anterior realizado por Oliveira⁽⁸⁾. Neste trabalho, as amostras soldadas a laser foram submetidas a este tratamento térmico e alterações significativas nas propriedades mecânicas da liga AA6013, foram observadas.

O monitoramento da temperatura, tanto do tratamento TA quanto do tratamento TB, foi realizado por um termômetro

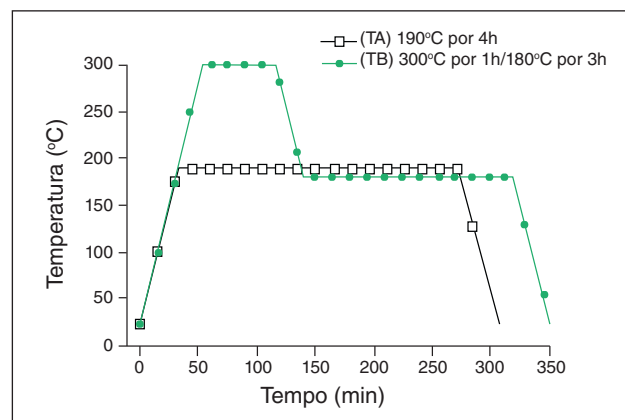


Figura 1: Tratamentos térmicos TA e TB.

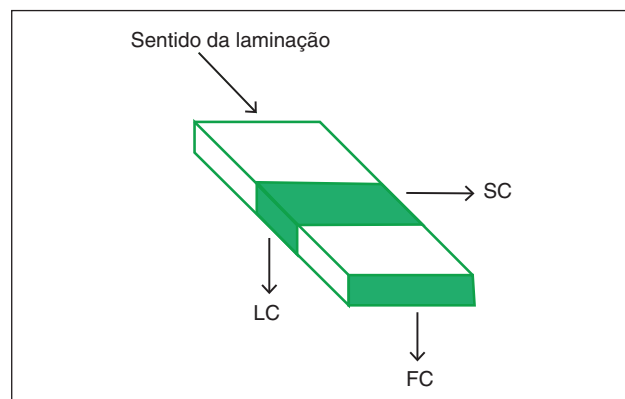


Figura 2: Regiões da superfície analisadas: Superfície da Chapa (SC); Lateral da Chapa (LC) e Face da Chapa (FC).

digital e a ponta do termopar foi colocada sobre as amostras, para que fosse controlada a temperatura real dos CDPs.

Foi realizada análise química, por espectrometria de absorção atômica (EAA), a caracterização mecânica, por ensaio de tração e de dureza, e análise microestrutural, por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e por difração de raios X (DRX).

A análise da composição química para os principais elementos de liga (Al, Si, Mg, Cu e Mn) foi realizada por espectrometria de absorção atômica. A partir da composição química e utilizando o software ThermoCalc® (Versão L) foi levantado um diagrama de fase pseudo-binário.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios (Emic modelo DL com 100 kN de capacidade), com uma velocidade de ensaio de 1,0 mm/min em temperatura ambiente. Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM E 8M e para cada condição três corpos de prova (CDPs) foram ensaiados⁽⁹⁾. O microdurômetro Vickers foi usado com uma carga de 50 gf, aplicada durante 10 segundos.

A caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada nas três direções (superfícies) apresentadas na Fig. 2. As amostras foram lixadas em papel de carbetto de silício de grana 400, 600, 800, 1200, 1500 e 4000, polidas em alumina de granulometria 1,0 e 0,3 μm e atacadas quimicamente com solução de Keller (2% HF, 10% HNO₃ e 88% H₂O), por aproximadamente, 10 segundos.

As análises por difratometria de raios-X (DRX) foram realizadas no equipamento da marca Rigaku, modelo Ultima IV, utilizando radiação CuK α ($\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$), com corrente de 40 mA e tensão de 40 kV. Os difratogramas de raios-X foram obtidos com 2θ variando de 30 a 90°.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

O resultado da análise química, por espectrometria de absorção atômica (EAA), da liga de alumínio AA6013 é apresentada na Tabela 1. Observa-se que a concentração de alguns elementos está abaixo do especificado pela *Aluminum Association* (AA)⁽⁶⁾, com destaque para os elementos ferro (Fe) e silício (Si), por serem formadores de precipitados. Os elementos manganês (Mn) e cobre (Cu), também importantes no fenômeno da precipitação estão

dentro do estabelecido pela AA. Os elementos cromo (Cr), zinco (Zn) e titânio (Ti), podem ser considerados como impurezas, pois não participam para a formação de precipitados importantes para a liga de alumínio AA6013. Os teores destes elementos são, portanto, reduzidos ao máximo com suas concentrações não sendo superiores a 0,05 por cento, como é o caso da liga estudada.

Na Fig. 3 é apresentado o diagrama de fases teórico da liga de alumínio AA6013, a partir da composição obtida na análise química (Tabela 1). A partir do diagrama é possível afirmar que as duas fases intermetálicas dispersas na matriz cúbica de face centrada (CFC), fase α -alumínio, são: Mg₂Si e Al₁₂Mn, sendo termodinamicamente estáveis nos tratamentos realizados. É interessante observar que esta liga não pode ser solubilizada, pois a temperatura de solubilização para esta liga seria a temperatura eutética, 588°C, coexistindo as fases alumínio (α), líquida (L) e Mg₂Si. Na temperatura eutética não é aconselhável realizar o tratamento de solubilização, pois a fase líquida durante o resfriamento geraria trincas a quente no material⁽¹⁰⁾.

Na Tabela 2 são apresentadas as frações de fases intermetálicas presentes em cada um dos tratamentos realizados, observa-se que as frações de Mg₂Si e Al₁₂Mn para os dois tratamentos apresentam praticamente o mesmo valor. No entanto, é importante observar que, com o aumento de temperatura, aumenta a mobilidade atômica podendo causar o aumento excessivo do diâmetro dos precipitados e o crescimento dos precipitados em contornos de grão⁽¹⁰⁾.

A Fig. 4 apresenta o gráfico da tensão versus deformação para o material com tratamento térmico T4 original (MB) e nas duas condições de tratamentos térmicos propostos. Observa-se que, independente do tratamento térmico, há uma diminuição

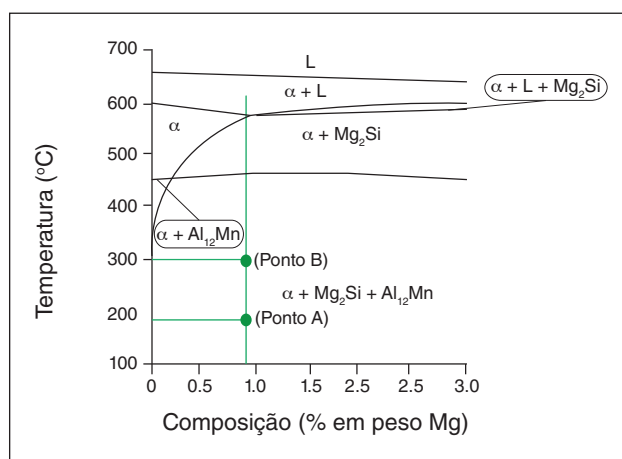


Figura 3: Diagrama de fases teórico para a liga de alumínio AA6013.

Tabela 2: Concentração das fases para os tratamentos térmicos considerados no estudo.

Fases	CFC – α (%)	Al ₁₂ Mn (%)	Mg ₂ Si (%)
Ponto A – TA	96,8	1,7	1,5
Ponto B – TB	97,1	1,4	1,5

Tabela 1: Composição química da liga de alumínio AA6013.

Elemento (%)	Analizada	AA ⁽⁶⁾
Si	0,62 ± 0,02	0,8 – 1,0
Fe	0,20 ± 0,01	0,50
Cu	0,82 ± 0,02	0,6 – 1,1
Mn	0,27 ± 0,04	0,2 – 0,8
Mg	0,94 ± 0,05	0,8 – 1,2
Cr	0,004 ± 0,018	0,10
Zn	0,008 ± 0,008	0,25
Ti	0,03 ± 0,01	0,10

significava no alongamento, pois para ambos os tratamentos, o alongamento diminuiu de 27 para cerca de 10%. A tensão máxima para o tratamento térmico TA aumenta de 339 para 376 MPa e para o tratado TB diminuiu de 339 para 236 MPa. A tensão de escoamento para o tratamento térmico TA aumenta de 219 para 356 MPa e para o tratamento térmico TB diminuiu de 219 para 189 MPa. Em relação às propriedades mecânicas obtidas a partir do ensaio de tração observa-se que o tratamento térmico a 190°C por quatro horas promove uma melhoria significativa no limite de escoamento e de resistência, embora com perdas em ductilidade.

Nas Tabela 3 são apresentados os valores de dureza Vickers, nas três superfícies consideradas (LC, SC e FC), para o material sem tratamento térmico (MB) e nas duas condições de tratamentos térmicos. Independente da superfície de medição e para uma mesma condição de tratamento térmico não é observado uma variação significativa nos valores de dureza. Para o tratamento térmico TA houve um aumento médio nos valores de dureza em cerca de 15 HV, já para o tratamento térmico TB houve uma diminuição média nos valores de dureza em cerca de 34 HV.

Nas imagens (A), (B) e (C) da Fig. 5 são apresentadas as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), da superfície LC, para o material com os tratamentos térmicos T4 (solubilizado e envelhecido naturalmente), TA e TB, respectivamente. Nas três imagens são observados pontos com diâmetro da ordem de 0,5 μm , dispersos pela superfície dos grãos, estes pontos são precipitados gerados durante o tratamento térmico T4, e posteriormente aos tratamentos térmicos TA e TB. Para as ligas da serie 6XXX (Al-Mg-Si) este precipitado intermetálico deve ser o Mg_2Si , finamente distribuídos na matriz⁽¹¹⁾.

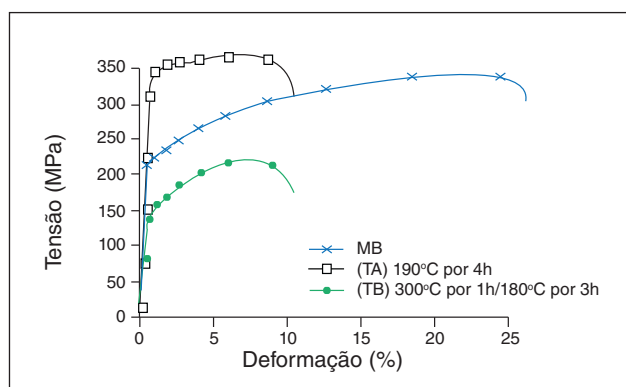


Figura 4: Tensão versus deformação para a liga AA 6013.

Tabela 3: Dureza Vickers para a liga AA6013, nas duas condições de tratamentos térmicos estudados.

Superfície	LC	SC	FC
MB (Sem Tratamento)	104 \pm 2	101 \pm 2	104 \pm 4
TA	115 \pm 4	122 \pm 4	116 \pm 2
TB	71 \pm 2	69 \pm 3	65 \pm 2

A partir da microestrutura do material submetido ao tratamento térmico TB, Figura 5 (C), observa-se que este tratamento propiciou a segregação dos precipitados para os contornos de grão, fato não observado para o tratamento térmico TA. Esta migração de precipitados para o contorno de grão causa a fragilização do material. Por este motivo é observado uma diminuição significativa nos valores da tensão máxima e de escoamento para as amostras tratadas a 300°C por uma hora e a 180°C por três horas.

O espectro de difração de raios-X (DRX), Fig. 5, revela alterações nos picos de maior intensidade. Para o tratamento térmico TA o pico de maior intensidade tem índice de Miller (200) e para

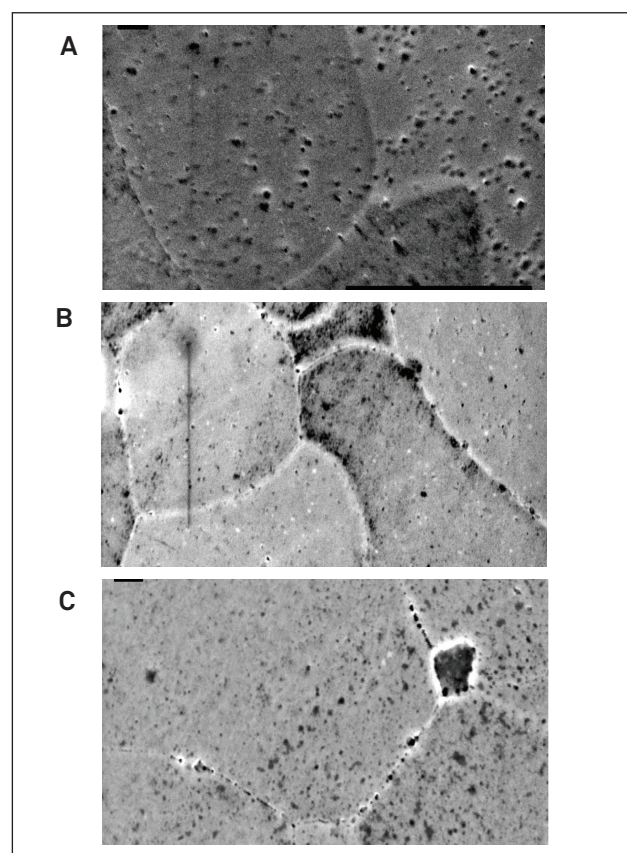


Figura 5: Micrografia para a liga AA 6013 (Superfície da Chapa; escala: 15 μm). (A) T4 original; (B) TA e (C) TB.

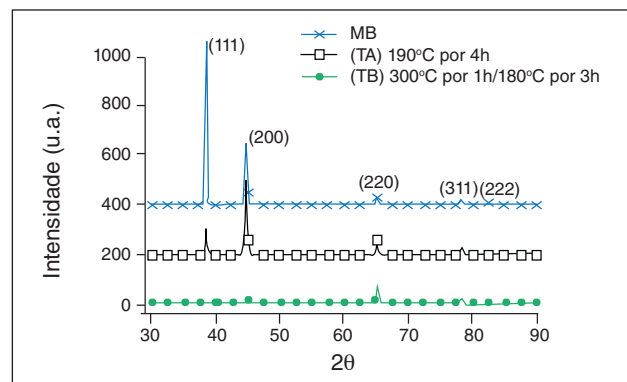


Figura 6: Difratogramas de raios-X após os tratamentos térmicos.

o tratamento térmico TB tem (220), evidenciando a presença de precipitados coerentes com a matriz. Embora os precipitados para ambos os tratamentos apresentem a mesma composição química, o difratograma revela uma alteração na cristalografia destes, evidenciado pela mudança nos picos de maior intensidade. Uma vez que essas alterações estão comumente associadas com a precipitação de fases totalmente coerentes com a matriz⁽⁹⁾, a hipótese aqui é a formação de zonas de Guinier Preston (GP) nas amostras tratadas TA e TB. Essas zonas melhoram as propriedades mecânicas, particularmente o limite de escoamento e tensão máxima. No entanto, o tratamento TB não teve ganho significativo desses fatores porque a temperatura excessiva ocasionou precipitados em contornos de grão.

A partir dos resultados do ensaio de tração e de dureza Vickers, pode-se estimar que os precipitados gerados no tratamento térmico TA melhoram o limite de escoamento e tensão máxima. No entanto, o alongamento diminui, pois os precipitados agem como barreira à movimentação de discordâncias, diminuindo, deste modo, a ductilidade do material. Já a distribuição dos precipitados gerados no tratamento térmico TB deletério para as propriedades mecânicas.

CONCLUSÕES

O tratamento térmico TA melhora o limite de escoamento e tensão máxima da liga alumínio AA6013 e o tratamento térmico TB é deletério. Estas mudanças nas propriedades mecânicas ocorrem devido às diferenças na morfologia e localização dos precipitados gerados em cada tratamento térmico.

As concentrações de precipitados, dos tipos Mg_2Si e $Al_{12}Mn$, são as mesmas para ambos os tratamentos, no entanto a alta temperatura do tratamento TB causa a formação de precipitados nos contornos de grão, causando a fragilização do material.

Foi visto que a análise termodinâmica oferece potencial para auxiliar na escolha do tratamento nestas ligas, tanto na parte de solubilização como de precipitação, antecipando possíveis defeitos e crescimento nos contornos de grão. Estes resultados, juntamente com as análises por difração de raios-X e microscopia eletrônica de varredura, permitem determinar as transformações de fases mais importantes para a caracterização mecânica da liga.

Portanto, o tratamento TA, realizado a 190°C por quatro horas, mostrou que, a faixa de temperatura escolhida e o intervalo de

tempo em torno de 4 horas, foram convenientes para melhorar as propriedades mecânicas. O tratamento TB, além de utilizar uma temperatura mais elevada, com o mesmo tempo de tratamento, tendo maior consumo de energia, produz uma perda significativa nas propriedades mecânicas.

AGRADECIMENTOS

Agradecemos a Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoas (CAPES), a EMBRAER pela cessão das chapas da liga de alumínio AA6013 e a Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo pelo difratômetro de raios-X (Proc. 07/08265-2).

REFERÊNCIAS

1. ABDALA, M. R. W. S.; GARCIA DE BLAS, J. C.; BARBOSA, C.; ACSELRAD, O., *Materials Characterization* 59 (2008) 271.
2. HONG, L.; GANG, Z.; CHUN-MING, L.; LIANG, Z., *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 17 (2007) 127.
3. FRIBOURG, G.; BRÉCHET, Y.; DESCHAMPS, A.; SIMAR, A., *Acta Materialia* 59 (2011) 3635.
4. POOLE, W. J.; LLOYD, D. J.; EMBURY, J. D., *Materials Science & Engineering A234* (1997) 309.
5. SANTOS, R. G. *Transformações de Fases em Materiais Metálicos*, Unicamp, Campinas, 2006.
6. REGISTRATION RECORD SERIES TEAL SHEETS, The Aluminum Association, Arlington, 2009.
7. METALS HANDBOOK, Heat Treating, American Society for Metals, Materials Park, Oh. Vol. 4, 8a. Edição, 1973.
8. OLIVEIRA, A. C., *Soldagem de alumínio estrutural aeronáutico utilizando um laser a fibra de alta potência*. Tese de doutorado (2011). Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos (SP).
9. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 8 / E8M: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 1993.
10. BARBOSA, C.; REBELLO, J. M. A.; ACSELRAD, O.; DILLE, J.; DELPLANCKE, -L., *Materials Research and Advanced Techniques* 93 (2002) 208.
11. BARBOSA, C.; DILLE, J.; DELPHANCKE. L.; REBELLO, J. M. A.; ACSELRAD, O., *Materials Characterization* 57 (2006) 187.