

AVALIAÇÃO DA LIGA 7075-T651 FUNDIDA EM MOLDE DE AREIA

C. Triveño Rios, ¹triveno@ufmt.br

Rony Lucio de Lima, ¹rony_ufmt@hotmail.com

¹Engenharia Mecânica, ICAT - Campus Universitário de Rondonópolis, Universidade Federal de Mato Grosso, MT.

Resumo: A liga de alumínio 7075-T651 apresenta como elemento principal de liga o zinco e caracteriza-se por ser de alta resistência mecânica, de razoável usinabilidade, de baixa resistência à corrosão e relativamente alto custo. Essa liga quando utilizada na condição tratada termicamente é amplamente usada para a construção de estruturas de aeronaves (asas e fuselagens), assim como em componentes de bicicletas. Bastante estudada na condição tratada termicamente. Entretanto, pouca informação literária se tem na condição sem tratamento térmico. O presente trabalho tem por finalidade comparar as características microestruturais e propriedades mecânicas da liga 7075-T651 na condição como fornecida e fundida em areia. As características microestruturais foram avaliadas por microscopia eletrônica de varredura e as propriedades mecânicas por ensaios de dureza Rocwell e de microdureza Vickers, assim como por ensaios de compressão a frio. Os resultados mostraram que a liga 7075-T651 apresenta uma microestrutura constituída por grãos alongados contendo partículas dispersas muito finas da fase metaestável η' responsável pela alta resistência mecânica, diferente da amostra 7075 fundida constituída por morfologia dendrítica e alto conteúdo de porosidade. A amostra 7075-T651 apresentou uma dureza de ~ 86 HRB e uma resistência ao escoamento de ~ 550 MPa contra uma dureza de ~ 58 HRB e ~ 200 MP de resistência ao escoamento da amostra 7075 fundida em molde de areia.

Palavras-chave: Liga 7075-T651, Microestruturas, propriedades mecânicas.

1. INTRODUÇÃO

A liga de alumínio 7075 na condição T651 é uma solução sólida tratada termicamente com alívio de tensões e artificialmente envelhecida (precipitada por tratamento térmico). Essas características dão uma excelente usinabilidade, boa estabilidade, baixa leveza, assim como elevada dureza e resistência, ingredientes necessários para serem usados em variedade de aplicações, como: estruturas de aeronaves (asas e fuselagens) e de asa delta, equipamentos para escalar rochas, componentes de automóveis, de bicicleta e de rifles, até partes para computador, robótica, em matrizes, brinquedos, entre outros (ASM, 1984, ALCOA, 2010).

Entretanto, a liga de alumínio 7075-T651 apresenta razoável resistência à corrosão sob tensão em atmosferas corrosivas. Essa resistência, assim como as propriedades mecânicas da liga, é afetada pela grande presença de precipitados intermetálicos (Buchheit, 1995). Por essa razão é de grande importância conhecer suas características microestruturais e mecânicas. Geralmente a liga 7075 apresenta uma composição que pode apresentar até 10 elementos de liga. Tais elementos de liga incluem os primários, Zn, Mg e Cu e os secundários: Fe, Si, Cr, Ti, Zr e Mn em quantidades apreciáveis e específicas adicionadas de forma intencional e como impureza. A grande quantidade de elementos de liga apresenta a possibilidade de desenvolver grande quantidade de precipitados intermetálicos com estruturas complexas assim como da possibilidade de incorporar fases em estado de equilíbrio e fora de equilíbrio (Mondolfo, 1967, Polmear, 1995).

Uma revisão da literatura de ligas da série 7XXX evidencia a formação de precipitados intermetálicos, tais como: $MgZn_2$, Mg_2Si , $Al_{20}Cu_2Mn_3$, $Al_{12}Mn_3Si$, Al_7Cu_2Fe , Al_2Cu , Al_2CuMg , Al_3Fe , $Al_{12}Mg_2Cr$, $Al_{20}Cu_2Mn_3$, Al_6Mn , Al_3Ti , Al_6Zr , Mg_2Al_3 , $Al_{32}Zn_{49}$, and $Mg(AlCu)$ [Mondolfo, 1967, Wert, 1981, Ringer e Raviprasad, 2000, Gao et al., 1998, Meng e Frankel, 2004], porém, nem todas essas fases estão presentes para uma liga de composição e tratamento térmico definido. Como é observado, esses precipitados geralmente envolvem os elementos principais Zn e Mg, e quando são homoganeamente dispersos são difíceis de analisar em relação a seu efeito de corrosão localizada, porém, quando localizados e concentrados sob os contornos de grão podem afetar a suscetibilidade à corrosão sob tensão e induzir corrosão intergranular (Poulose et al., 1974, Ohsaki, 1996, Davis, 1999). As fases precipitadas típicas de ligas da série 7XXX incluem principalmente a fase $MgZn_2$ (η). Entretanto, sob certas condições são formadas pequenas quantidades de fases Al_2CuMg ou Al_2Cu (θ) (Meng e Frankel, 2004). Por outro lado, os precipitados principais envolvem a presença de Fe, Mn e Si e são fases comparativamente grandes e de forma irregular e podem ser formados durante a solidificação, entretanto, não são apreciavelmente dissolvidos por processos termomecânicos. Os processos de laminação e extrusão tendem a quebrar e alinhar as partículas de precipitados intermetálicos na forma de bandas dentro

da liga. Devido a que essas partículas são ricas em elementos de liga, suas propriedades eletroquímicas e mecânicas são significativamente diferentes que a fase matriz de alumínio (N. Birbilis and R.G. Buchheit, 2005).

Em ligas de alta resistência, a microfissuração é nominalmente associada a alguma fração de volume dos precipitados presentes nas ligas da serie 7XXX, e tipicamente incluem Al_3Fe e Al_7Cu_2Fe . Essas partículas não apresentam um efeito significativo nas propriedades mecânicas, razão pela qual não receberam atenção específica em relação à distribuição de tamanhos e da densidade dessas partículas. Nesse sentido, em atenção à grande quantidade de precipitados intermetálicos que afetam as propriedades mecânicas e em especial à resistência à corrosão, o presente trabalho tem por finalidade a caracterização microestrutural da liga 7075 na condição fundida em areia e na condição T651 como fornecida. Assim, como sua caracterização mecânica por medidas de dureza Vickers e Rockwell e por ensaios de compressão a frio.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A liga de alumínio 7075 foi fornecida em forma de chapa laminada (16mm x 29mm x 480mm) na condição T651, pela Empresa GGD Metals S.A, ou seja, é uma liga em solução sólida tratada termicamente com alívio de tensões e envelhecida artificialmente e cuja composição é mostrada na tabela 1a. A composição química da chapa como fornecida foi analisada por Espectrometria de Fluorescência de Raios-X (DEMA – UNICAMP) e cuja composição é observada na tabela 1b. Essas composições foram comparadas com dados encontrados na literatura (Degamo, 2003), mostradas na tabela 1c.

Tabela 1a. Composição Química da Chapa Laminada da Liga Al-7075-T651 (% em peso)

Zn	Mg	Cu	Fe	Cr	Si	Mn	Ti	Ni	Al
5,47	2,70	1,48	0,37	0,22	0,10	0,08	0,03	0,01	Balan

Tabela 1b. Composição Química determinada por Espectrometria de Fluorescência de Raios-X liga 7075-T651.

Zn	Mg	Cu	Fe	Cr	Si	Mn	Ti	Ni	Zr	Al
5,10	1,90	1,40	0,33	0,21	0,17	0,10	0,03	--	0,02	Balan

Tabela 1c. Limites de Composição Química para a Liga 7075 (% em peso) (Degamo, 2003)

Zn	Mg	Cu	Fe	Cr	Si	Mn	Ti	outros	Al
5,1-6,1	2,1-2,9	1,2-2,0	0,50	0,18-0,28	0,40	0,30	0,20	0,15	Balan

A composição da chapa laminada 7075 (tabela 1a) quando comparada com a tabela 1b (análise composicional de espectrometria de Fluorescência de Raios-X) sugere que a liga usada no presente trabalho esta dentro dos limites da faixa composicional listada na tabela 1c. A exceção do elemento Mg que está abaixo do limite indicado na tabela 1c. Possivelmente essa redução seja a fim de diminuir a suscetibilidade à corrosão em temperaturas inferiores a 60 °C.

A chapa de alumínio 7075-T651 para fins de estudo foi fundida em cadinho de grafite dentro de um forno de resistência em temperatura de 750 °C. Seguidamente foi vazada em molde cilíndrico de areia com diâmetro de 2,0 cm. As amostras correspondentes à chapa laminada 7075-T651 e fundida em areia foram caracterizadas através do uso difração de raios-X, usando radiação de $Cu-K\alpha$, microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (Hitachi TEM-1000, 15 kV). As medidas de tamanhos das partículas e espaçamento dendrítico, assim, como a fração de porosidade foram realizados em analisador de imagens. Na caracterização mecânica foi realizada por medidas tanto de microdureza Vickers, dureza Rockwell-B e ensaio de compressão a frio usando equipamentos IndentaMet-1100 - Buehler, Instrutherm e Instron-5544, respectivamente. As medidas foram realizadas em temperatura ambiente. Os ensaios de compressão foram realizados em velocidade constante de deformação de 1,0 mm/min. A carga utilizada nas impressões Vickers foi de 1000 gf por 20s. Cada valor de dureza Vickers é o resultado de no mínimo seis medidas.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A liga AA7075-T651 apresenta uma microestrutura obtida via microscopia eletrônica de varredura em ampliação de 500X o qual é observada na figura 1a. A imagem mostra partículas constituintes de forma alinhada na direção da conformação sofrida. Devido à obtenção de imagens via elétrons retroespalhados, as partículas de maior peso atômico apresentam uma tonalidade clara, indicativa de envolver constituintes químicos mais pesados que a matriz Al em solução sólida. Uma análise por energia dispersiva de raios-X (EDS) das partículas claras com 2,4 μm de diâmetro médio mostram uma composição aproximada de $Al_{6,8}Cu_{2,2}Fe$ (Figura 1b) próximo à fase de equilíbrio Al_7Cu_2Fe . Por outro lado, na figura 1c é observada uma partícula isolada constituída de fase clara Al_7Cu_2Fe rodeando uma fase cinza. Esse tipo de configuração pode ser explicado por Biskas e Chattopally (2008). Esses pesquisadores sugerem que em ligas onde existem elementos químicos como Al, Fe e Cu em composição adequada para formar fases quasicristalinas a fase ω - Al_7Cu_2Fe de estrutura tetragonal nucleia-se ao redor de partículas primarias tipo icosaedral, formando assim uma

interface com a solução sólida Al- α . Além da presença dessas partículas, também, são observadas partículas com tamanhos inferiores a $0,3 \mu\text{m}$ nos contornos de grão e com tamanhos ainda muito menores no interior desses grãos de solução sólida Al- α que se apresentam em forma alongada (figuras 1b-c.). Essas partículas encontram-se homoganeamente dispersas no interior da liga AA7075-T651.

Segundo a revisão da literatura, as ligas de alta resistência, tal como no sistema Al-Zn-Mg-Cu, ganham resistência por tratamentos térmicos de solubilização, resfriamento brusco e envelhecimento artificial devido à formação de microestruturas complexas. Neste estudo, essas microestruturas complexas correspondem à presença de partículas finas homoganeamente dispersas pode corresponder a plaquetas da fase de transição η' que apresentam diâmetros na faixa de 3 a 30 nm (Meng e Frankel, 2004). Essas fases de transição geralmente são identificadas por apresentar uma estrutura cristalina do tipo hexagonal com parâmetros de rede $a = 0,496 \text{ nm}$ e $c = 1,403 \text{ nm}$ constituindo a fase metaestável $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ que finalmente em equilíbrio produz precipitados estáveis tais como MgZn_2 e $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ (Modolfo, 1967, Ringer e Raviprasad, 2000).

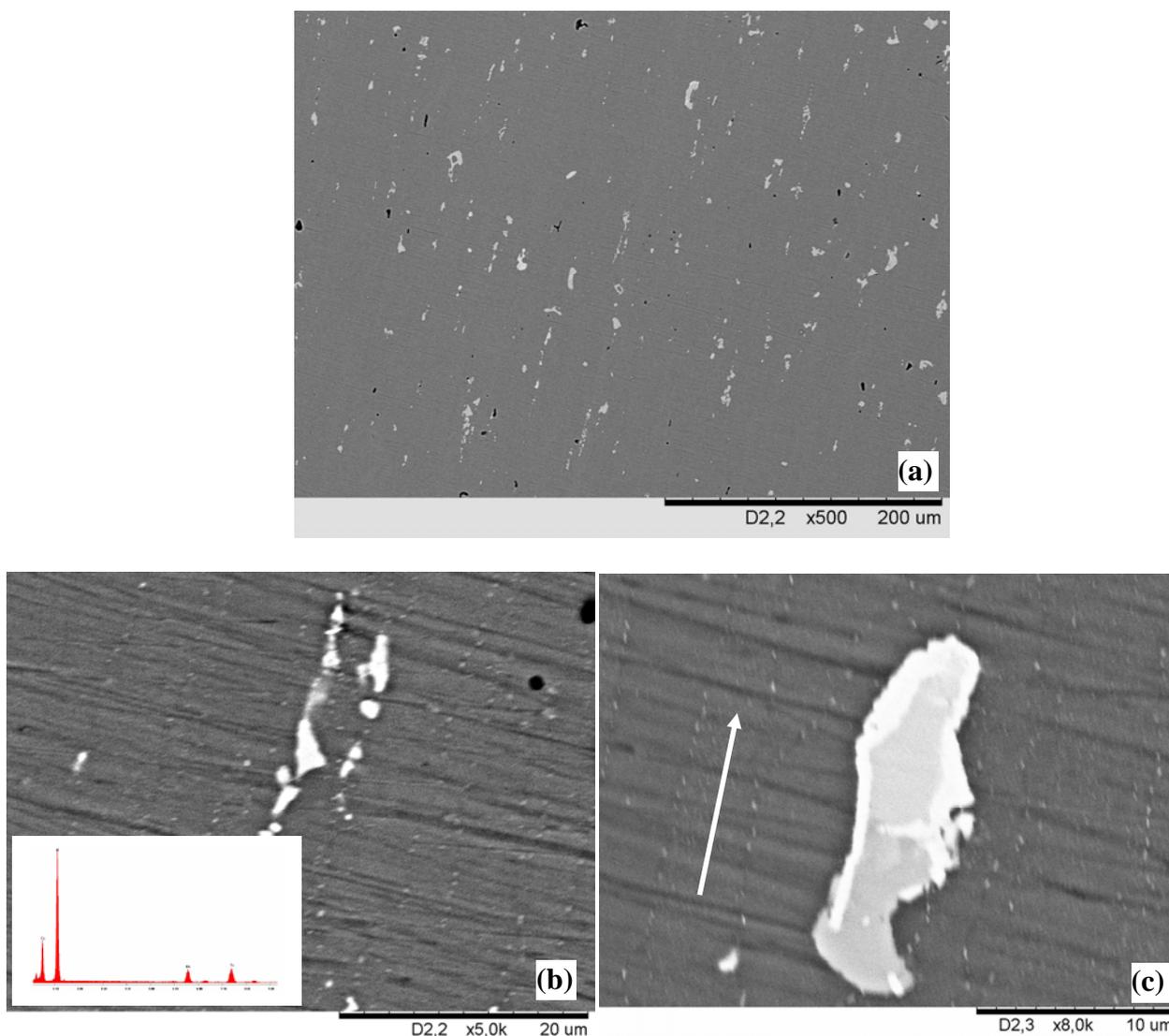


Figura 1. Imagens retroespalhadas - MEV. (a) Microestruturas representativas da liga 7075-T651, como fornecida, (b-c) presença de precipitados finos ao redor de contornos de grão alongados e presença de segundas fases.

Na figura 2a são observadas micrografias representativas da liga AA7075 fundida em molde de areia com cavidade cilíndrica. Nessas micrografias a microestrutura é constituída principalmente por morfologias dendríticas ao longo de todo o volume da amostra fundida. A presença de porosidade em uma fração de volume de aproximadamente $13,4 \pm 2,2$ se deve principalmente ao aprisionamento de gases durante a solidificação da liga, vindos principalmente da umidade contida no molde areia. As medidas de espaçamento dendrítico secundário, λ_2 , foram em torno de $44 \pm 5 \mu\text{m}$, sugerindo que a liga solidificou em baixas taxas de solidificação próximas a $1,0 \text{ k/s}$ (Grant, 1970, Rios et al. 2003). Por outro lado, a liga fundida AA7075 por estar constituída por uma morfologia dendrítica, possibilita a precipitação de segundas fases na região interdendrítica (figuras 2b-c). Assim, nessas regiões são formadas fases com tonalidade clara que

correspondem à composição Al_2Cu e encontram-se ocupando quase a totalidade do canal interdendrítico. Já a tonalidade cinza corresponde à fase $MgZn_2$, também localizado na região interdendrítica. Entretanto, não foi possível determinar a composição das partículas escuras na região interdendrítica por serem partículas menores que a fase escura. Porém, possivelmente correspondam a fases como: $Mg_3Zn_3Al_2$, Al_7Cu_2Fe , Al_3Zn , etc. que são fases constituintes da liga 7075 (Poulose, 1974; Wert, 1981). Entretanto, foram observadas, de forma isolada, regiões heterogêneas dendríticas, tal como as observadas na figura 2c. Essa figura exibe uma micrografia ótica mostrando a seção transversal dos braços dendríticos. Nesse corte observa-se que a matriz $Al-\alpha$ constituída pelas dendritas se encontra rodeado de uma camada rica em soluto, contendo: 56%Al, 24%Zn, 16%Mg, 1,1%Fe, traças de Cr, e Mn. (em % at.). Esse comportamento sugere que houve uma solidificação bastante lenta o que permitiu uma rejeição bastante considerável dos elementos soluto desde o interior da matriz $Al-\alpha$. Também, é observado na região interdendrítica a formação de estruturas eutéticas, tal como: $Al-\alpha + Al_2Cu$ inerente de ligas fundidas onde o Cu é elemento principal do Al.

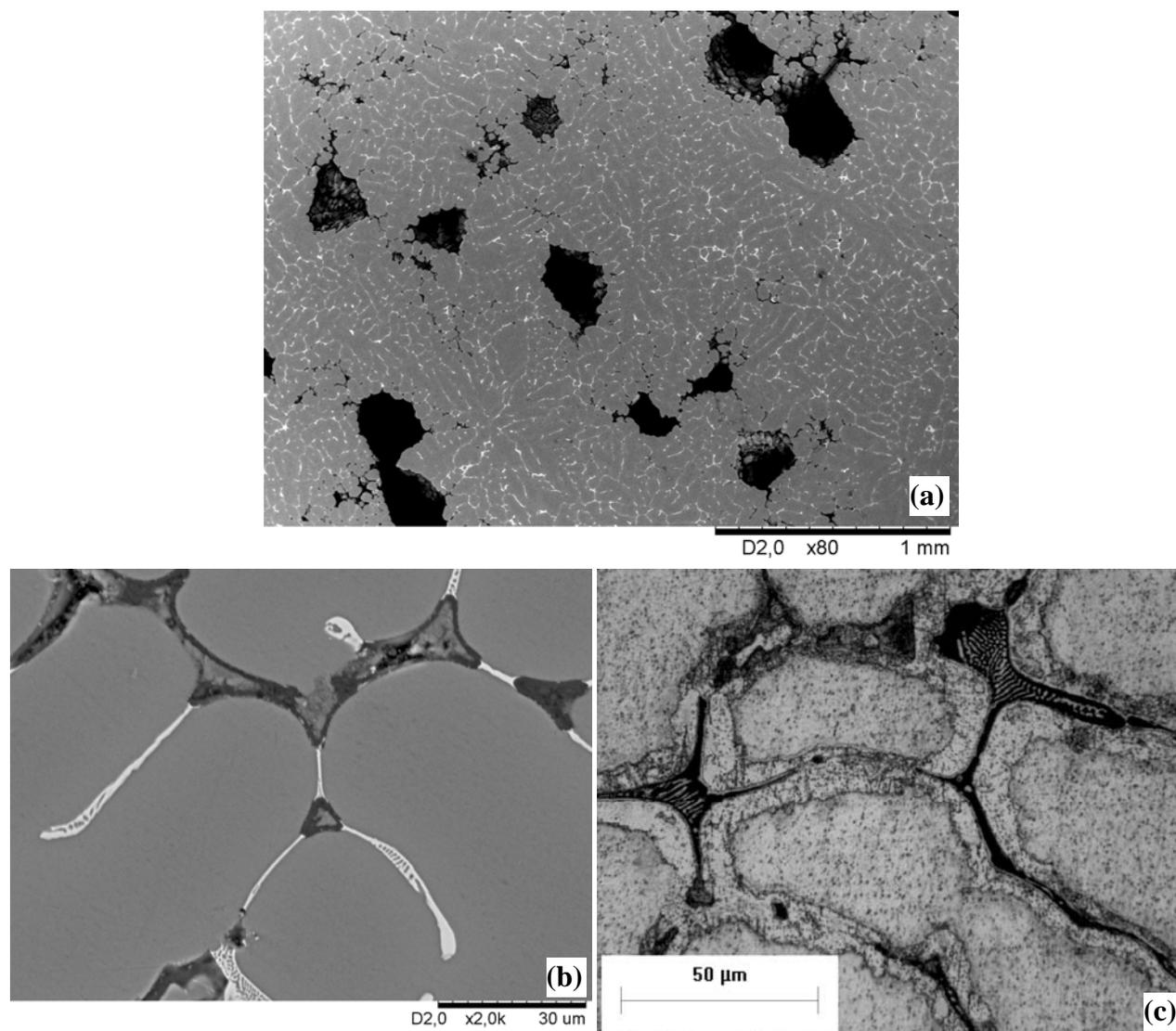


Figura 2. Micrografias típicas da liga AA7075 fundida em molde de areia: (a-b) Imagens retroespalhadas – MEV, e (c) imagem de microscopia ótica.

A figura 3 mostra difratogramas de raios-X da liga 7075-T651 (como fornecida) e da amostra 7075 fundida em molde de areia. Nesses difratogramas observa-se que a liga 7075-T651 (como fornecida) apenas é constituída por picos cristalinos de pouca intensidade correspondentes à fase $Al-\alpha$, não existindo a presença de outros picos cristalinos. Esse comportamento não está de acordo com as análises das micrografias da figura 1, onde é observada a presença das fases claras Al_7Fe_2Cu e da fase em transição η' . A não presença de picos correspondentes à fase Al_7Fe_2Cu se deve principalmente à baixa fração em volume dessa fase que está em torno de $2,8 \pm 0,4\%$, ou seja, esta abaixo dos limites de detecção do equipamento de difração de raios-X que está em torno de 5%. Já no caso da fase de transição η' se deve ao fato de encontrar-se em tamanhos de nano-partículas reforçando a matriz de $Al-\alpha$. Em relação ao difratograma da liga 7075 fundida em molde de areia observa-se que os picos cristalinos da fase $Al-\alpha$ são mais intensos que a liga 7075-

T651, além disso, também é observada a presença de outros picos cristalinos de pouca intensidade e correspondem às fases próximas ao equilíbrio: Al_2Cu , Zn_2Mg e Al_3Zn . Fases que foram confirmadas pelo banco de dados JCPDS. Por outro lado, a alta intensidade dos picos da fase Al- α sugerem que esta fase ocupa a maior fração de volume da liga 7075 e as segundas fases ocupam uma mínima fração de volume de aproximadamente $14,2 \pm 2,0\%$. Esse comportamento é observado nas análises de MEV.

Na figura 4 são observadas curvas tensão-deformação de ensaios de compressão realizados a temperatura ambiente de amostra 7075 fundida em areia e de amostra 7075-T651 como fornecida. Essa curva mostra que as propriedades mecânicas da liga 7075 quando obtidos por dois processos diferentes é bastante diferenciado.

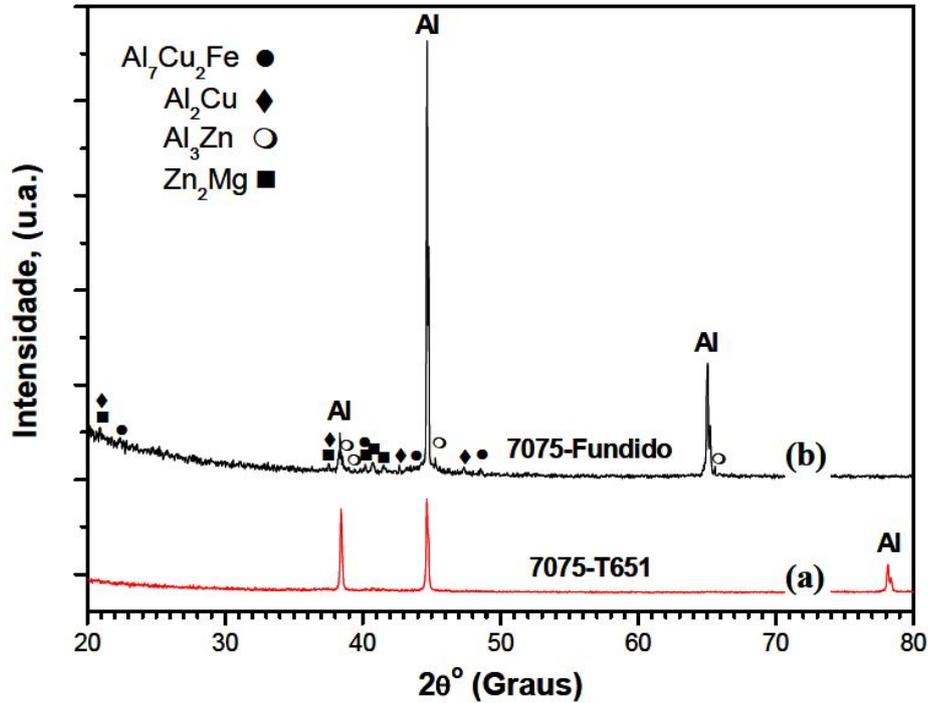


Figura 3. Difratogramas de raios-X de amostras de liga: a) 7075-T651 como fornecida, e b) 7075 fundida em areia.

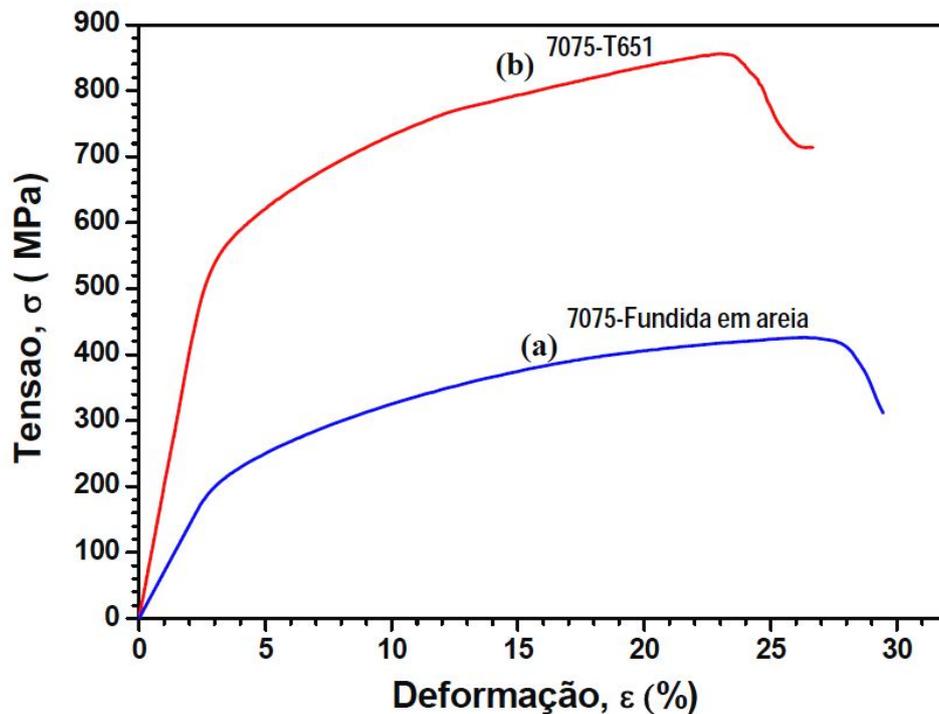


Figura 4. Curva tensão-deformação de amostras submetidas a ensaios de compressão a temperatura ambiente da liga: a) 7075 fundida em molde de areia, e b) 7075-T651 como fornecida.

Na curva tensão-deformação de compressão a frio é observada que a amostra 7075 obtida por fundição em molde de areia apresenta uma resistência ao escoamento compressivo em deformação de 0,2% um valor muito baixo de ~200 MPa contra ~550 MPa da amostra 7075-T651 como fornecida. A resistência compressiva de ~550 MPa da amostra 7075-T651 concorda muito bem com os valores indicados pelo fornecedor esta na faixa de 540 a 560 MPa de resistência ao escoamento em tração. Assim, a resistência ao escoamento em ensaios de compressão a frio (realizados no presente trabalho) e a resistência ao escoamento em ensaios de tração (realizado pelo fornecedor) devem apresentar valores muito próximos, o que sugere, também, que o ensaio de compressão pode ser utilizado para efeitos de controle de qualidade de produtos de ligas de Al. Entretanto, isso não pode ser considerado em relação às outras propriedades como no limite de elasticidade, máxima resistência compressiva ou de tração e à deformação plástica, devido a que os mecanismos que agem na tensão-deformação são diferentes nos ensaios de tração e de compressão. Por outro, a resistência ao escoamento de ~550 MPa quando comparado com dados da literatura a liga 7075-T651 apresenta uma resistência ao escoamento de 372 a 462 MPa (Degamo, 2003) e de 505MPa (ASM, 1984). As diferenças observadas possivelmente sejam relacionadas principalmente a diferença na composição química e ao estado final de processamento do produto. Por outro lado, as medidas de dureza foram realizadas através de ensaios de dureza Rockwell B e Vickers. As medidas de dureza Rockwell B, para a amostra 7075-T651, foram realizadas em amostras retangulares (41,6 mm x 16,2 mm) com um total de 21 impressões, resultando numa dureza média de $86 \pm 1,6$ HRB equivalente a uma dureza Vickers de 173 HV. As medidas de dureza Vickers foram realizadas com cargas de 1000 gf por um tempo de impressão de 20 segundos, dando como resultado um valor de 162 ± 5 HV. Valor que é próxima ao valor de conversão da dureza Rockwell B. Entretanto, cargas menores de impressão Vickers, tal como 200 e 500 gf deram um valor de dureza de 148 ± 6 HV. Essa diferença se deve basicamente a que as impressões com cargas menores ocupam áreas menores de impressão e não são representativas da característica total da liga. Por outro lado, as medidas de dureza para a liga 7075 fundida em molde de areia apresentou um valor de $58 \pm 2,4$ HRB equivalente a uma dureza Vickers de 103,6 HV. Entretanto, medidas experimentais de dureza Vickers para a amostra fundida e apresentou um valor de 98,9 HV. Em ambas as amostras foram observadas que a equivalência de dureza Vickers da dureza Rockwell é ligeiramente superior entre 4,6 a 6,7%. Porém, considerando as margens de erro podem considerar-se equivalências bastante razoáveis. A grande diferença das propriedades de resistência ao escoamento e da dureza entre as amostras 7075-T651 como fornecida e a amostra 7075 fundida em molde de areia, ambas com a mesma composição, se deve principalmente às diferenças nas características microestruturais. Neste caso a amostra 7075-T651 é uma liga que sofreu tratamento térmico de solubilização, ou seja, fases intermetálicas em equilíbrio foram dissolvidas na matriz de Al- α e seguidamente rapidamente resfriadas para que em etapa posterior em temperatura inferior à solubilização de fases se tenha a formação de precipitados na ordem de nanômetros homogeneamente dispersos no interior da matriz Al- α . Dessa forma se obtém partículas transitórias duras da fase η finamente dispersas reforçando a matriz dúctil de alumínio. Ainda o aumento na resistência mecânica é aumentada devido ao fato de que a liga é deformada por laminação na obtenção de chapas metálicas da liga 7075-T651. Já a amostra 7075 fundida em areia apresenta uma morfologia dendrítica com fases intermetálicas próximas ao equilíbrio formadas em regiões interdendríticas, sendo que essas fases não contribuem no melhoramento das propriedades mecânicas da liga ao contrario as deterioram.

4. CONCLUSÕES

O presente trabalho envolveu a preparação de amostras 7075 por fundição em areia em molde desde uma amostra fornecida 7075-T651. Neste caso, ambas as amostras foram caracterizadas estruturalmente e em algumas propriedades mecânicas.

Das análises realizadas por DRX, MO e MEV se pode concluir que a amostra 7075 fundida em molde de areia é constituída por morfologias dendríticas grosseiras de fase Al- α acompanhadas de fases intermetálicas em equilíbrio. Já a amostra 7075-T651 apresenta uma microestrutura totalmente diferente da liga fundida em areia, apresentando partículas metaestáveis finamente dispersas nos contornos e no interior do grão de Al- α .

A resistência ao escoamento da liga 7075-T651 e da dureza foi superior em até 175% e 48% que a amostra fundida em areia, respectivamente. Essa grande diferença se deve basicamente à presença da fase transitória η que age como um meio de reforço na liga 7075-T651.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à PROPEQ (UFMT), ao CNPq pelo suporte financeiro, a R. H. B. Jacob, ao Prof. R. Caram, ao Doutorando R. J. Contiere do Laboratório de Solidificação do DEMA-FEM-UNICAMP pelo uso de equipamentos de caracterização.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALCOA, 2010, http://www.alcoa.com/mill_products/catalog/pdf/alloy7075techsheet.pdf.
ASM (American Society for Metals), 1984, Aluminum: properties and Physical Metallurgy, edited by J. E. Hatch, Metaks Park, Ohio, pp. 364.

- Birbilis, N., Buchheit, R. G., 2005, "Electrochemical Characteristics of Intermetallic Phases in Aluminum Alloys: An Experimental Survey and Discussion". *J. Electrochem. Soc.*, V.152, pp.B140-151.
- Biswas, K., Chattopadhyay, K., 2008, *Philosophical Magazine Letters*, V.88, n.3, pp.219 – 230.
- Buchheit, R. G., 1985, "A Compilation of Corrosion Potentials Reported for Intermetallic Phases in Aluminum Alloys" *J. Electrochem. Soc.*, V.142. pp.3994-3996.
- Degamo, E. P., Black, J. T., Kohser, R. A., 2003, *Materials and Processes in manufacturing*, 9th ed., Wiley.
- Davis, J. R., Ed., 1999, *Corrosion of aluminum and aluminum alloys*, (Materials Park, OH: ASM).
- Gao, M., Feng, C. R., Wei, R. P., 1998, "An Analytical Electron Microscopy Study of Constituent Particles in Commercial 7075-T6 and 2024.
- Grant, N. J., 1970, *Rapid solidification processing*, edited by R. Mehrabian, B. h, Kear, M. Cohen, Baton Rouge, LA: Claitor Publishing Division, pp.230.
- Meng, Q., Frankel, G. S., 2004, "Effect of Cu Content on Corrosion Behavior of 7xxx Series Aluminum Alloys", *J. Electrochem. Soc.*, V.151, pp.B271-283.
- Mondolfo, L. F., 1967, *The aluminum-magnesium-zinc alloys* (Rome, NY: Research and Development Center, Revere Copper and Brass Inc.
- Ohsaki, S., 1996, "Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys", *Keikinzoku*, V.46, pp.456-466.
- Polmear, I. J., 1995, *Light alloys*, 3rd Edn, London, UK.
- Poulose, P. K., 1974, Morral, J. E., McEvily, J., "Stress Corrosion Crack Velocity and Grain Boundary Precipitates in an Al-Zn-Mg Alloy", *Metallurgical Transactions*, V.5, 1393-1400.
- Rios, C. T., Ferrarini, C. F., Botta, W. J., Kiminami, C. S., Bolfarini, C., 2003, Microstructures of Rapidly Solidified Al-9Si-3Cu, *Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials*, V.15-16, pp.421.- 426.
- Ringer, S. P., Raviprasad, K., 2000, "Developments in Age-Hardenable Aluminium Alloys and Rational Design of Microstructure", *Materials Forum*, V.24, pp.59-94.
- Wert, J. A., 1981, "Identification of Precipitates in 7075 Al After High-Temperature Aging", *Scripta Metallurgica*, V.15, pp.445-447.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material incluído no presente trabalho.

EVALUATION OF 7075-T651 ALLOY MELTED IN SAND MOLD

C. Triveño [Rios](mailto:triveno@ufmt.br), triveno@ufmt.br
Rony Lucio de Lima, rony_ufmt@hotmail.com

¹Engenharia Mecânica, ICAT - Campus Universitário de Rondonópolis, Universidade Federal de Mato Grosso, MT.

Abstract. The 7075-T651 aluminum alloy presents as main element of addition the zinc and it is characterized by showing a combination of good machinability and excellent mechanical strength. Its strength-to-weight ratio is excellent and it is ideally used for highly stressed parts. The 7075 alloy is widely used for construction of aircraft structures, such as wings and fuselages. Its strength and light weight are also desirable in other fields, as: rock climbing equipment, bicycle components, airframes, chassis plates and manufacture of M16 rifles. Very studied in the condition thermal treated, and little literary information is found concerning to 7075 alloys without thermal treatment. The present work has for objective to compare the microstructural characteristic and mechanical properties of samples in the condition 7075-T651 and 7075 melted in sand mold. Both samples were characterized using optical and scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) using CuK α radiation. The measurements of Vickers hardness and Rockwell and compressive test were made using and an indentaMet-1100-Buehler, Instrutherm and Instron-5544, respectively. As resulted were observed that the 7075-T651 sample, presents a microstructure of elongated grains of Al- α , reinforced with very refined particles of the metastable η' phase responsible for the high mechanical strength. However, the 7075 sample melted in sand mold presents a microstructure dendritic totally with high porosity content. The yield strength and hardness of the 7075-T651 sample was superior in 175% e 48%, respectively, that the 7075 sample melted in sand.

Keywords. Microstructure, 7075-T651 alloy, mechanical properties.