

ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE LIGAS DE ALUMÍNIO ENDURECIDAS POR PRECIPITAÇÃO

A. A. Couto (1,2); N. M. P. Melo (2); A. Cabral Neto (2); F. Raia (2); K. B. S. C. Machado (3,4)
Av. Prof. Lineu Prestes, 2.242, Cidade Universitária, São Paulo, SP, CEP: 05508-900; e-mail: acouto@ipen.br
(1) IPEN; (2) U.P.Mackenzie; (3) ABAL; (4) IPT

RESUMO

Neste trabalho foram investigadas as propriedades mecânicas em tração e em fadiga das ligas Al-Cu 2011-T3 e Al-Mg-Si 6351-T8. Ambas as ligas na condição como recebida (solubilizadas, encruadas e envelhecidas) apresentaram valores similares de limite de escoamento, limite de resistência, de dureza e de alongamento. Os ensaios de fadiga mostraram que para tensões mais elevadas os comportamentos em fadiga das ligas 2011-T3 e 6351-T6 são similares. Entretanto, para baixas tensões a liga 2011-T3 tem um comportamento em fadiga superior ao apresentado pela liga 6351-T6. As superfícies de fratura de corpos-de-prova das ligas 2011-T3 e 6351-T6 fraturadas com tensão elevada mostraram basicamente a presença de microcavidades com precipitados no seu interior. As superfícies de fratura de corpos-de-prova das ligas 2011-T3 e 6351-T6 fraturadas com tensão baixa apresentaram trincas iniciadas ao longo de toda a superfície do corpo-de-prova que se propagaram até a região central onde ocorreu a ruptura por sobrecarga mecânica.

Palavras-chave: ligas de alumínio, fadiga, endurecimento por precipitação.

INTRODUÇÃO

A utilização de ligas de alumínio tem aumentado continuamente. Em substituição ao aço quando baixo peso ou custo de manutenção forem os principais fatores a serem considerados. Para os materiais estruturais, além do requisito de uma relativamente elevada relação resistência mecânica/peso a um custo razoável,

deve-se incluir a necessidade destes materiais serem resistentes à fadiga, quando aplicadas em estruturas submetidas a carregamentos cíclicos. Assim, para um projeto de um componente ser mais seguro, é importante conhecer e quantificar os fatores que influenciam a resistência à fadiga do material utilizado (1). A seleção de ligas de alumínio adequadas, combinada com as possibilidades de tratamento térmico, permite infinitas combinações de extrudabilidade, conformabilidade e propriedades mecânicas, dentre outras propriedades.

O alumínio quando micro-ligado ao magnésio e ao silício (ligas da série 6XXX) forma, em equilíbrio, à temperatura ambiente duas fases: a solução sólida de alumínio α , com estrutura cristalina cúbica de faces centradas (cfc) e o composto intermetálico Mg_2Si . A solubilidade sólida a temperatura ambiente do magnésio e do silício no alumínio é muito baixa. Portanto, o magnésio e o silício quando adicionados ao alumínio, mesmo em pequenas quantidades, formam à temperatura ambiente o composto intermetálico Mg_2Si (2-4). O descrito anteriormente para as ligas da série 6XXX ocorre de maneira similar para as ligas alumínio-cobre (ligas da série 2XXX). Porém, o composto intermetálico formado nas ligas alumínio-cobre é o $CuAl_2$ (5-7).

Neste estudo serão investigadas ligas de alumínio-cobre 2011-T3 e de alumínio-magnésio-silício 6351-T8. A escolha dessas ligas de alumínio ocorreu devido à grande importância destas ligas no mercado e ao fato de ambas poderem ter sua resistência mecânica aumentada consideravelmente devido à precipitação decorrente dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. O objetivo deste trabalho foi estudar o comportamento mecânico em tração e em fadiga destas ligas de alumínio. Os ensaios de fadiga de corpos-de-prova do material serão executados em ciclos de tensões, visando assim à obtenção de curvas S-N (tensão por número de ciclos até a fratura). As superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tração e em fadiga serão observadas por microscopia eletrônica de varredura.

MATERIAIS E MÉTODOS

As duas ligas de alumínio a serem investigadas são de alumínio-cobre (2011) e alumínio-magnésio-silício (6351). O material no estado como recebido encontra-se no formato de barras sextavadas extrudadas fornecidas pela Indústria Mecânica

Samot Ltda., ALTREF – Divisão Alumínio. Os perfis da liga 2011 foram submetidos ao tratamento térmico T3 (solubilização, encruamento e envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável) e os da liga 6351 ao tratamento térmico T8 (solubilização, encruamento e envelhecimento artificial). A análise química desse material, feita por absorção atômica, mostrou composição próxima da especificação das ligas citadas, como mostrado nas tabelas 1 e 2.

Tabela1: Composição química da liga de alumínio 2011.

Elemento	Si(%)	Fe(%)	Cu(%)	Pb(%)	Zn(%)	Al(%)
Especificação	0,4 (máx)	0,7 (máx)	5,0 – 6,0	0,2 – 0,6	0,3 (máx)	Balanço
Resultado da Análise	0,18	0,287	4,71	ND	ND	Balanço

ND: Não-Determinado.

Tabela 4: Composição química da liga de alumínio 6351.

Elemento	Si(%)	Fe(%)	Cu(%)	Mn(%)	Mg(%)	Zn(%)	Ti(%)	Al(%)
Especificação	0,7 – 1,3	0,5 (máx)	0,1 (máx)	0,4 – 0,8	0,4 – 0,8	0,2 (máx)	0,2 (máx)	Balanço
Resultado da Análise	0,5	0,232	0,02	ND	0,4	ND	ND	Balanço

ND: Não-Determinado.

As investigações das propriedades mecânicas em tração e em fadiga foram feitas para cada uma das ligas (2011-T3 e 6351-T8) nas condições como recebidas. Para isto, as barras das ligas de alumínio foram cortadas com serra de fita em pedaços de 17 cm de comprimento. A seguir, as barras foram torneadas numa seção circular de 10 mm de diâmetro. A partir destas pequenas barras circulares foram usinados corpos-de-prova para ensaios de tração. Foram realizados ensaios de tração em 3 corpos-de-prova de cada liga e foram determinados o limite de escoamento, limite de resistência e o alongamento. O ensaio de tração foi realizado segundo a norma ASTM E8 em uma Máquina Universal de Ensaios Mecânicos QTest da MTS.

Os corpos-de-prova para ensaios de fadiga foram usinados a partir da barra cilíndrica de 10 mm de diâmetro, conforme apresentado esquematicamente na figura 1. Os ensaios de fadiga foram realizados utilizando-se uma máquina de ensaios de

fadiga flexo-rotativa, marca WPM, modelo VEB, cuja representação esquemática é mostrada nas figuras 2 e 3. Foram ensaiados corpos-de-prova em cada uma das seguintes tensões máximas: 109,2 MPa, 124,8 MPa, 140,37 MPa, 187,3 MPa, 234 MPa e 280,8 MPa. Os valores obtidos nos ensaios de fadiga foram plotados a fim de se obter a curva S-N. Com o objetivo de identificar os micromecanismos de fratura, as superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tração e em fadiga foram observadas e analisadas com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca Philips XL30.

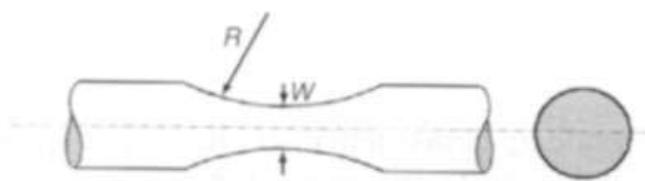


Figura 1: Corpo-de-prova para ensaio de fadiga na máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa.

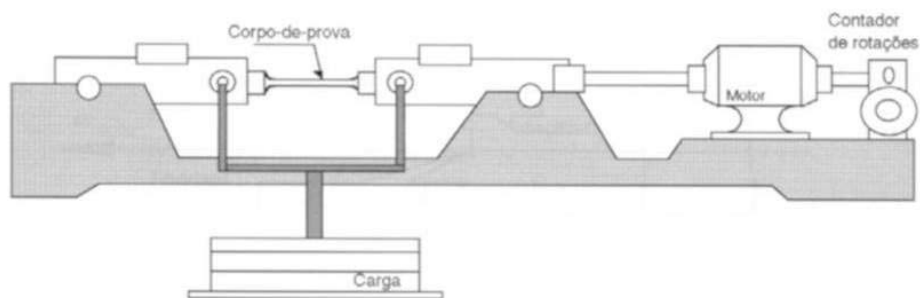


Figura 2: Representação esquemática da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa.

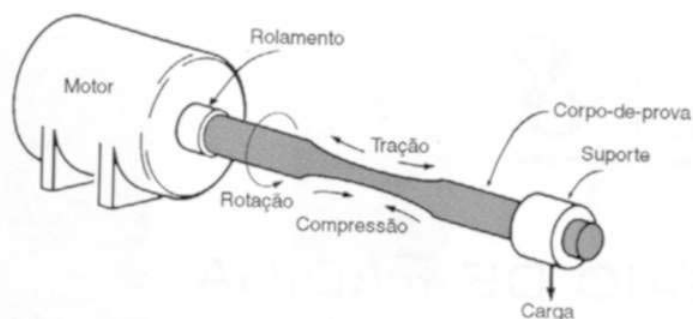


Figura 3: Detalhe da montagem do corpo-de-prova e operação da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

As propriedades mecânicas em tração das ligas 2011-T3 e 6351-T8 são apresentadas na tabela 3. Para a liga 2011-T3, o limite de escoamento médio foi $326,7 \pm 16,1$ MPa, o limite de resistência médio foi $371,0 \pm 18,2$ MPa e o alongamento médio foi $11,5 \pm 2,5$ %. Para a liga 6351-T8 a tensão de escoamento média foi 330 ± 0 MPa, o limite de resistência médio foi $358,7 \pm 1,7$ MPa e o alongamento médio foi $9,6 \pm 0,4$ %. O valor de dureza Vickers para ambas as ligas na condição como recebida é da ordem de 115 HV. Os resultados das propriedades mecânicas em tração e dureza não mostraram diferenças significativas com relação entre a liga Al-Cu 2011-T3 e a liga Al-Mg-Si-T6.

Tabela 3: Propriedades mecânicas (valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento) dos corpos-de-prova da liga 2011-T3 e 6351-T6 ensaiados em tração.

Liga	Corpo-de-prova	Diâmetro (mm)	L ₀ (mm)	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão máxima (MPa)	Deformação (%)
2011	1	8,04 ± 0,06	81,0	345	392	14
	2	8,00 ± 0,02	79,5	320	359	9
	3	8,01 ± 0,01	80,3	315	362	11,50
6351	1	8,02 ± 0,02	79,6	330	357	9,50
	2	8,04 ± 0,02	81,3	330	359	10
	3	8,04 ± 0,02	80,5	330	360	9,20

Na tabela 4 são apresentados os resultados dos ensaios de fadiga obtidos para a liga 2011-T3. Nota-se desta tabela que um dos ensaios com tensão máxima de 109,2 MPa no ciclo de tensão reversa foi interrompido sem ocorrer a ruptura do corpo-de-prova, com um número de ciclos próximo de 15 milhões. Na tabela 4 observa-se que para ciclos de tensão reversa com tensão máxima de 109,2 MPa, o material suporta 10^7 ciclos ou mais sem romper. Este número de ciclos já é adequado para aplicações de fadiga de alto ciclo.

Tabela 4: Número de ciclos até a ruptura dos corpos-de-prova da liga 2011-T3 ensaiados em fadiga em função da tensão máxima do ciclo de tensão reversa.

Tensão Máxima [MPa]	Corpo-de-prova	Número de Ciclos até a Ruptura
109,2	1	14.948.100*
	2	9.574.400
	3	10.000.000*
124,8	4	1.477.800
	5	1.262.400
140,4	6	412.000
	7	88.500
	8	321.400
187,3	9	18.800
	10	22.900
	11	55.200
234	12	17.400
	13	14.700
	14	13.300
280,8	15	4.700
	16	5.100
	17	5.500

* Ensaio interrompido sem ocorrer a ruptura do corpo-de-prova.

Na tabela 5 são apresentados os resultados dos ensaios de fadiga obtidos para a liga 6351-T6. Da mesma maneira que ocorreu para a liga 2011-T3, para ciclos de tensão reversa com tensão máxima de 109,2 MPa, a liga 6351-T6 suporta um elevado número de ciclos até romper (próximo a 10^7 ciclos). Contudo, para a liga 2011-T3 não ocorreu a ruptura com tensões acima de 10^7 ciclos. Na figura 4, estes resultados de ensaios de fadiga são plotados num gráfico tensão máxima do ciclo de tensão reversa versus o logaritmo do número de ciclos até a ruptura (curva S-N). Nota-se pelas curvas S-N que para tensões mais elevadas (baixo ciclo) o comportamento em fadiga das ligas 2011-T3 e 6351-T6 são similares. Entretanto,

para baixas tensões (alto ciclo) a liga 2011-T3 tem um comportamento em fadiga superior ao apresentado pela liga 6351-T6.

Tabela 5: Número de ciclos até a ruptura dos corpos-de-prova da liga 6351-T6.

Tensão Máxima [MPa]	Corpo-de-prova	Número de Ciclos até a Ruptura
109,2	1	8.159.600
	2	7.129.400
140,4	3	5.166.500
	4	2.044.200
187,3	5	193.900
	6	202.500
	7	178.400
234	8	21.500
280,8	9	3.800

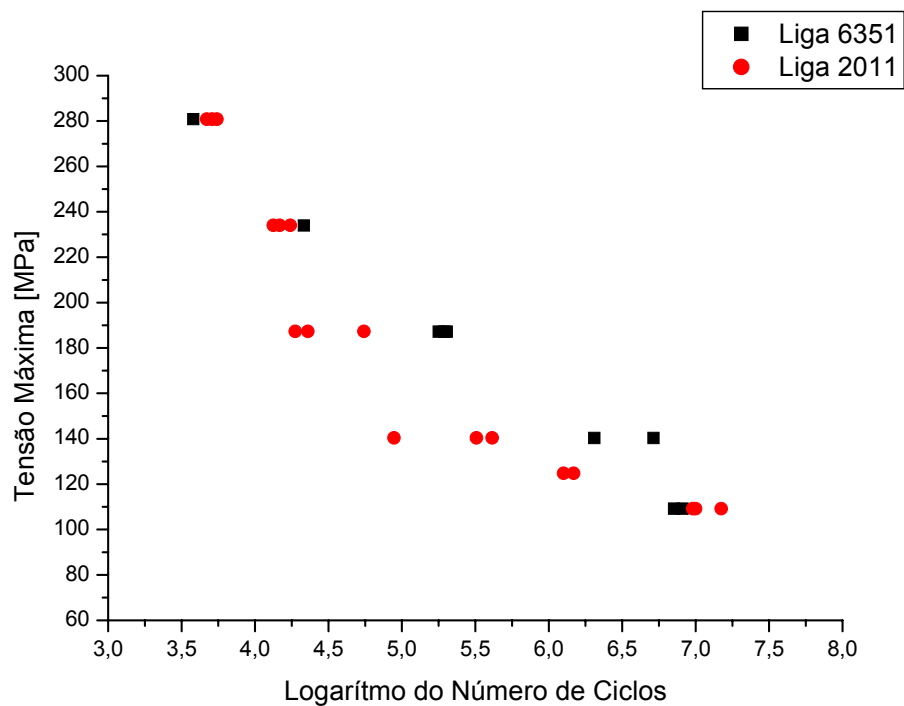


Figura 4: Curvas S-N obtidas dos ensaios de fadiga de corpos-de-prova das ligas de alumínio 2011-T3 e 6351-T6.

Na figura 5 são mostradas as superfícies de fratura típica observadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) dos corpos-de-prova da liga 2011-T3 ensaiados em tração. Todos os corpos-de-prova desta liga ensaiados em tração apresentaram superfícies de fratura similares. Nas fractografias mostradas na figura 5 nota-se uma fratura com aspecto dúctil, evidenciando predominantemente a presença de microcavidades. Observa-se também nestas superfícies de fratura a presença de precipitados de CuAl_2 no interior das microcavidades. As superfícies de fratura dos corpos-de-prova da liga 6351-T6 ensaiados em tração apresentaram características similares às observadas na liga 2011-T3, porém com a presença de precipitados Mg_2Si no interior das microcavidades.

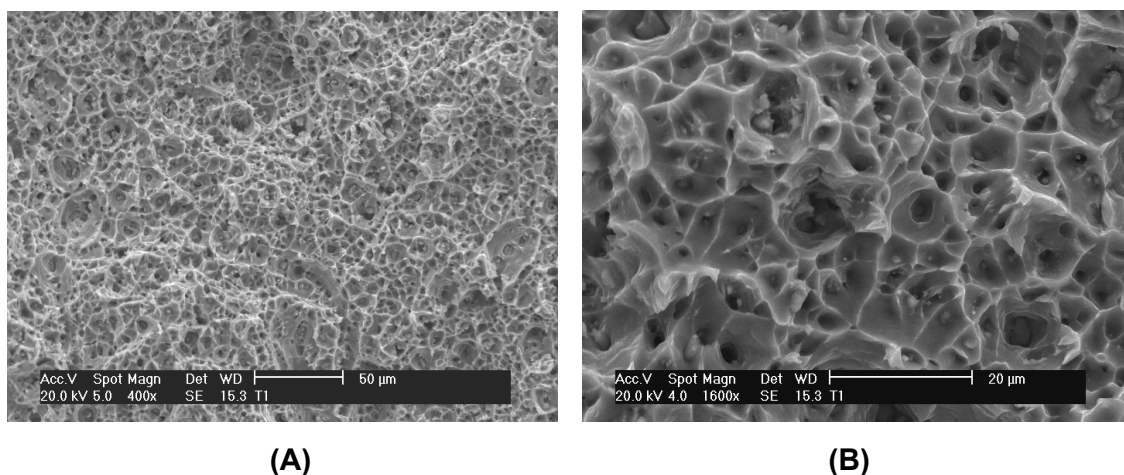


Figura 5: (A) Superfície de fratura típica observada por MEV dos corpos-de-prova da liga de alumínio 2011-T3 ensaiados em tração. (B) Detalhe da superfície de fratura.

As observações das superfícies de fratura por MEV dos corpos-de-prova da liga 2011-T3 ensaiados em fadiga são mostradas nas figuras de 6 a 8. As fractografias típicas relativas a ensaios de fadiga executados com tensão máxima mais elevada (280,8 MPa) são apresentadas na figura 6. Na figura 6(A) é mostrada uma visão da região periférica da superfície de fratura, onde podem ser observadas várias trincas. Na região central da superfície de fratura deste corpo-de-prova, mostrada na figura 6(B), nota-se uma extensa área com características de ruptura por sobrecarga mecânica, onde pode ser observada a presença de microcavidades com precipitados no seu interior.

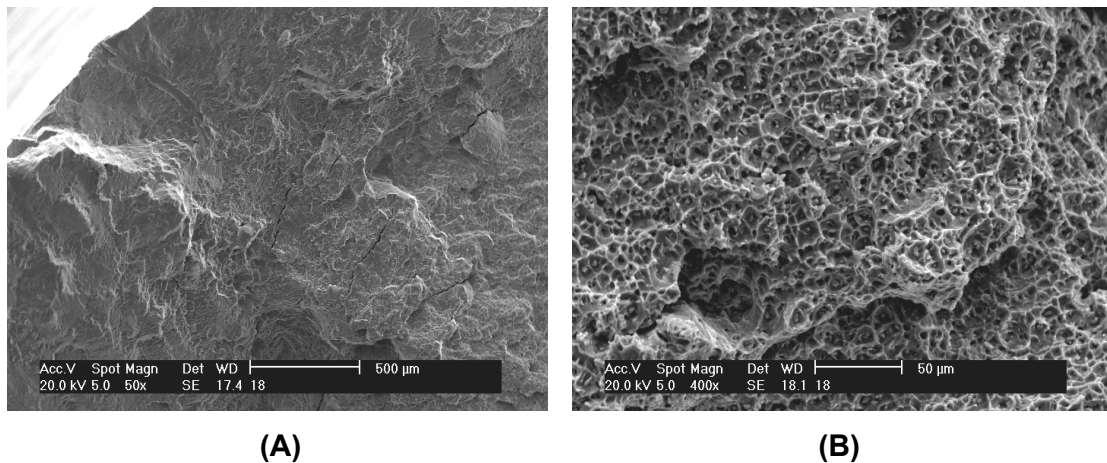


Figura 6: (A) Detalhes das regiões periférica e central da superfície de fratura típica dos corpos-de-prova da liga 2011-T3 ensaiados em fadiga com tensão máxima elevada (280,8 MPa), observadas por MEV.

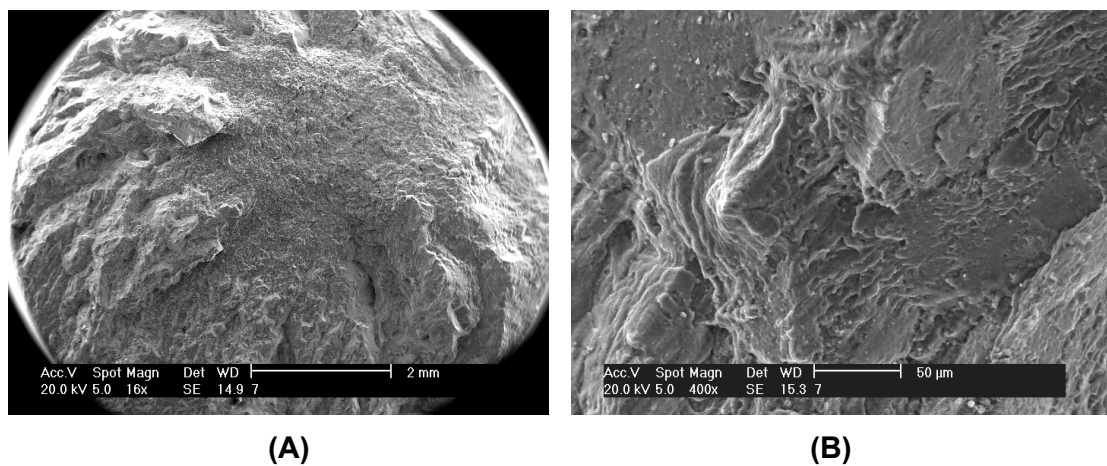


Figura 7: (A) Visão geral e (B) detalhe da região de propagação de trincas da superfície de fratura típica dos corpos-de-prova das ligas 2011-T3 e 6351-T6 ensaiados em fadiga com tensão máxima baixa, observadas por MEV.

As fractografias típicas relativas aos ensaios de fadiga executados com tensão máxima mais baixa e, conseqüentemente, alto ciclos para ocorrer a ruptura, são apresentadas nas figuras 7 e 8. Na figura 7(A) é mostrada uma visão geral da superfície de fratura de um corpo-de-prova ensaiado com tensão máxima de 109,2 MPa, onde pode ser observada uma grande área de propagação de trincas ao longo de toda a superfície da fratura. Uma pequena região central na superfície de fratura apresenta características de fratura por sobrecarga mecânica. Esta observação está

coerente com as características de fadiga de alto ciclo. Um detalhe da região de propagação de trinca da figura 7(A) é mostrado na figura 7(B), onde podem ser observadas também algumas áreas com amassamento decorrente da propagação de trincas em fadiga. Na figura 8 é apresentada em detalhe a região central da superfície de fratura da figura 7(A), onde são observados os mesmos aspectos de fratura dúctil por sobrecarga mecânica vistos anteriormente, com presença de microcavidades e precipitados no seu interior.

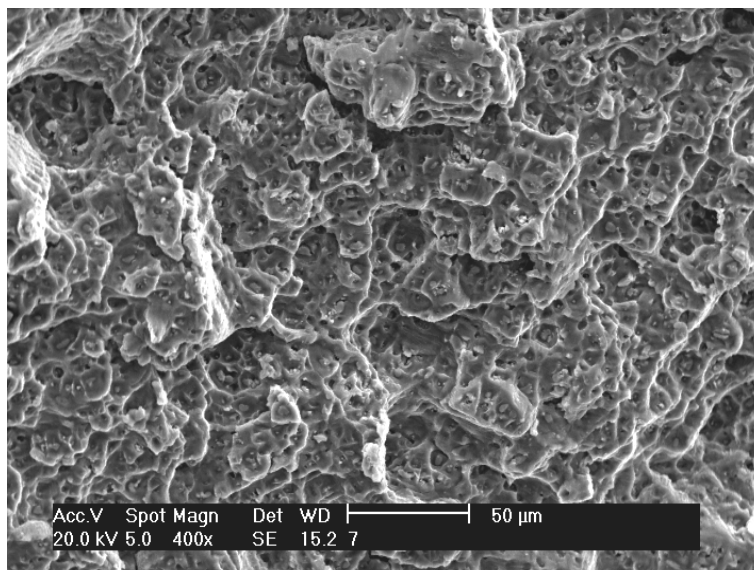


Figura 8: Detalhe da região central da superfície de fratura típica dos corpos-de-prova das ligas 2011-T3 e 6351-T6 ensaiados em fadiga com tensão máxima baixa, observadas por MEV.

CONCLUSÕES

O estudo do comportamento em fadiga das ligas Al-Cu 2011-T3 e Al-Mg-Si 6351-T6 endurecidas por precipitação permitiram concluir que:

- As ligas na condição como recebida (solubilizadas, encruadas e envelhecidas) apresentaram valores similares de limite de escoamento, de limite de resistência, de dureza e de alongamento. Nas fractografias dos corpos-de-prova ensaiados em tração para as duas ligas nota-se uma fratura com aspecto dúctil, evidenciando predominantemente a presença de microcavidades.

- Os resultados dos ensaios de fadiga mostraram que para tensões mais elevadas (baixo ciclo) o comportamento em fadiga das ligas 2011-T3 e 6351-T6 são similares. Entretanto, para baixas tensões (alto ciclo) a liga 2011-T3 tem um comportamento em fadiga superior ao apresentado pela liga 6351-T6.
- As superfícies de fratura de corpos-de-prova das ligas 2011-T3 e 6351-T6 fraturadas com tensão elevada e baixo número de ciclos mostraram basicamente a presença de microcavidades com precipitados no seu interior, enquanto que as superfícies fraturadas com tensão baixa e alto número de ciclos apresentaram trincas iniciadas ao longo de toda a superfície do corpo-de-prova que se propagaram até a região central onde ocorreu a ruptura por sobrecarga mecânica.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao PIBIC Mackenzie/MackPesquisa a bolsa concedida à aluna Nilsa Maria de Paiva Melo. Os autores também agradecem à Associação Brasileira do Alumínio - ABAL e à Indústria Mecânica Samot Ltda., ALTREF – Divisão Alumínio pelo apoio e pelo material utilizado neste trabalho.

REFERÊNCIAS

1. Guia técnico do alumínio: extrusão: vol. 1 – 3ª ed. – São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio – ABAL, 2005.
2. ASM HANDBOOK; Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals. The Ninth Edition of Metals Handbook, v. 2, 1991.
3. TRAENKNER, F. O.; Factors Affecting the Physical Characteristics of Aluminum Magnesium Silicon Alloy. Proceedings of the Second International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Georgia, U.S.A., 1977.
4. HAINS, R. W.; Precipitation Aging. Proceedings of the Second International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Georgia, U.S.A., 1977.

5. MINGUEZ, J. M.; VOGWELL, J.; Fatigue life of an aerospace aluminum alloy subjected to cold expansion and a cyclic temperature regime. *Engineering Failure Analysis*, v. 13, p. 997-1004, 2006.
6. FATEMI, A.; PLASEIED, A.; KHROSROVANEH, A. K.; TANNER, D; Application of linear log-log S-N model to strain-controlled fatigue data of aluminum alloys and its effect on life predictions. *International Journal of Fatigue*, v.27, p. 1040-1050, 2005.
7. NAKAI, M.; ETO, T.; New aspects of development of high strength aluminum alloys for aerospace applications. *Materials Science and Engineering*, v. A285, p.62-68, 2000.

STUDY OF FATIGUE BEHAVIOUR OF PRECIPITATION HARDENED ALUMINUM ALLOYS

ABSTRACT

Tensile and fatigue properties of Al-Cu (2011-T3) and Al-Mg-Si (6351-T6) aluminum alloys were measured in this study. Tensile and hardness tests revealed similar mechanical properties for the alloys, as yield point (330 MPa), tensile strength (370 MPa), elongation (10 %) and hardness (115 HV). The fatigue tests at higher stress showed similar fatigue behaviors for the alloys. However, the fatigue tests at lower stress of 2011-T3 alloy presented better fatigue behavior than 6351-T6 alloy. The fractures of specimens subjected to high stress showed basically precipitate particles and microvoid, while fractures of specimens subjected to lower stress presented cracks initiation along the specimens surface. The crack propagation occurs until it reaches the central region, where the mechanical over-loading causes the failure.

Key-words: aluminum alloys, fatigue, precipitation hardening.