

# ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS EM FADIGA DA LIGA DE ALUMÍNIO 2024 ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE PARA APLICAÇÕES AERONÁUTICAS

Antonio Augusto Couto <sup>(1)</sup>  
Danieli Aparecida Pereira Reis <sup>(2)</sup>  
Nilton Inácio Domingues Junior <sup>(3)</sup>  
Ana Cláudia Oliveira Hirschmann <sup>(4)</sup>  
Susana Zepka <sup>(5)</sup>  
Carlos Moura Neto <sup>(6)</sup>

## RESUMO

A liga 2024 é uma liga de alumínio contendo cobre, magnésio, manganês e alguns elementos de liga em menor quantidade. A liga de alumínio-cobre 2024 possui baixa densidade e resistência mecânica relativamente elevada devido à possibilidade de endurecimento pela precipitação das fases  $\text{Cu Al}_2$  e  $\text{CuMgAl}_2$ . Esta liga pode ser envelhecida naturalmente ou artificialmente. Este estudo investigou o comportamento em fadiga desta liga de alumínio na condição otimizada de propriedades mecânicas em tração e dureza decorrentes dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial. A análise em fadiga foi feita por meio da curva S-N a partir de ensaios em máquina flexo-rotativa, conduzidos em ciclos simétricos de tração-compressão. As superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados foram observadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Os valores mais elevados de resistência mecânica foram obtidos na liga solubilizada a  $505^\circ\text{C}$  e envelhecida a  $208^\circ\text{C}/2\text{h}$ . Esta condição foi escolhida para a execução dos ensaios de fadiga e levantamento da curva S-N. O corpo-de-prova suportou mais de  $7,8 \times 10^6$  ciclos antes de romper para ciclo de tensão de  $110,23 \text{ MPa}$ . As superfícies de fratura dos corpos-de-prova submetidos a tensões elevadas e baixo número de ciclos mostraram basicamente precipitados e microcavidades, enquanto que nas fraturas dos corpos-de-prova submetidos a tensões baixas e elevado número de ciclos observou-se a presença de trincas ao longo de toda a borda da superfície de fratura.

Palavras-chave: fadiga; envelhecimento artificial; liga Al-Cu.

V Congresso Internacional do Alumínio; 24 a 26 de abril de 2012; São Paulo – Brasil.

(1) Professor e Pesquisador do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN) e da Universidade Presbiteriana Mackenzie (UPM).

(2) Pesquisadora e Professora da Universidade Federal de São Paulo (UNIFESP).

(3) Mestre e Tecnólogo da Universidade Presbiteriana Mackenzie (UPM).

(4) Doutora da Vale Soluções de Energia (VSE).

(5) Mestre do Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA).

(6) Professor e Pesquisador do Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA).

## INTRODUÇÃO

Atualmente, a demanda tecnológica, especialmente em aplicações aeroespaciais é constantemente aumentada por materiais que tenham alta relação resistência mecânica / densidade [1]. A utilização de ligas de alumínio vem aumentando em vários setores industriais devido à sua elevada relação resistência mecânica / densidade dentre outras propriedades vantajosas. O endurecimento por precipitação é um dos mais importantes métodos usados para aumentar a resistência mecânica de ligas de alumínio. Neste tratamento, a segunda fase é precipitada de maneira controlada na matriz [2-4]. A liga 2024 é uma liga de alumínio contendo cobre, magnésio, manganês e alguns elementos de liga em menor quantidade. Esta liga é fabricada principalmente por extrusão e por laminação a quente [5]. A liga de alumínio-cobre 2024 possui baixa densidade e resistência mecânica relativamente elevada devido à possibilidade de endurecimento pela precipitação das fases  $\text{Cu Al}_2$  e  $\text{CuMgAl}_2$ . Esta liga pode ser envelhecida naturalmente ou artificialmente. A resistência mecânica da liga Al-Cu endurecida por precipitação pode superar a do aço estrutural de médio teor de carbono.

A liga de alumínio 2024 é muito utilizada em partes de aeronaves. Recentemente, o projeto de uma aeronave é baseado em inúmeros ensaios [6]. O interesse no estudo de fadiga está diretamente relacionado à necessidade de investigação do comportamento de metais e suas ligas quando sujeito a carregamento cíclico sob condições controladas [7-10]. A liga de alumínio 2024 foi escolhida para este estudo devido à sua grande importância na indústria aeroespacial e ao fato de sua resistência mecânica poder ser aumentada consideravelmente devido à precipitação decorrente dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Este estudo investigou o comportamento em fadiga desta liga de alumínio na condição otimizada de propriedades mecânicas em tração e dureza decorrentes dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial. A análise em fadiga foi feita por meio da curva S-N a partir de ensaios em máquina flexo-rotativa, conduzidos em ciclos simétricos de tração-compressão. As superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados foram observadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

## MATERIAIS E MÉTODOS

A liga Al-Cu utilizada neste estudo foi a 2024, cuja composição química é apresentada na tabela 1. Os tratamentos térmicos foram feitos em forno tipo mufla com atmosfera controlada. Os tratamentos térmicos de solubilização foram feitos nas temperaturas de 495, 505 e 515°C por uma hora e resfriamento na água. A partir das amostras solubilizadas, os envelhecimentos artificiais foram feitos nas temperaturas de 190 e 208°C em tempos variando de 30 minutos a 48 h. As medidas de dureza Brinell foram realizadas tanto nas condições solubilizadas como solubilizadas e envelhecidas nas diversas condições. Para cada condição foram efetuadas três medidas de dureza. Os ensaios de tração foram executados em máquina universal de ensaios mecânicos com velocidade da ponte de 5 mm/minuto.

Nos ensaios de tração foram determinados o limite de escoamento a 0,2 % de deformação plástica, o limite de resistência e o alongamento total. Os ensaios de fadiga foram executados em uma máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa, mostrada na figura 1. Na figura 2 é mostrado o desenho do corpo-de-prova utilizado nos ensaios de fadiga. Os ensaios de fadiga foram realizados numa condição

otimizada de tratamento térmico (solubilização a 505°C por 1 hora e envelhecimento a 208°C por 2h). Os resultados dos ensaios de fadiga foram plotados a fim de se obter a curva S-N nesta condição. As superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tração e em fadiga foram observadas num microscópio eletrônico de varredura (MEV) Philips XL-30.

Tabela 1. Composição química da liga de alumínio 2024 investigada neste trabalho.

Elemento	Mg [%]	Si [%]	Mn [%]	Cu [%]	Zn [%]	Fe [%]	Ti [%]	Cr [%]	Ni [%]
Nominal	1,2 a 1,8	0,5 máx.	0,3 a 0,9	3,8 a 4,9	0,25 máx.	0,6 máx.	0,15 máx.	0,1 máx.	0,05 máx.
Analisado	1,47	0,07	0,64	4,58	0,07	0,17	0,03	0,05	0,03



Figura 1. Máquina flexo-rotativa para execução dos ensaios de fadiga.



Figura 2. Corpo-de-prova utilizado nos ensaios de fadiga.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nas tabelas de 2 a 4 são apresentados os valores de dureza Brinell (HB) de amostras da liga Al-Cu 2024 nas condições solubilizadas a 495, 505 e 515°C por 1 hora e resfriamento em água e envelhecidas a 190 e 208°C por tempos variando de 30 minutos a 48 h. Nota-se que os valores de dureza das amostras solubilizadas não apresentam grandes variações em decorrência da temperatura de solubilização.

A dureza das amostras solubilizadas mostra um leve decréscimo de 129 para 113 HB com o aumento da temperatura de solubilização de 495 para 515°C. O envelhecimento provocou um aumento na dureza das amostras solubilizadas decorrente da precipitação e uma subsequente queda para tempos de envelhecimento longos devido ao coalescimento destes precipitados.

Tabela 2. Valores de dureza Brinell [HB] de amostras da liga 2024 nas condições solubilizadas a 495°C e envelhecidas a 190 e 208°C.

Tempo de Envelhecimento [h]	Dureza Brinell [HB]	
	Sol.: 495°C/1h Env.: 190°C	Sol.: 495°C/1h Env.: 208°C
0	129,5 ± 0,87	129,5 ± 0,87
0,5	121,0 ± 0	123,5 ± 0,87
1	121,0 ± 0	124,1 ± 0,17
2	125,0 ± 0	128,5 ± 0,87
3	125,0 ± 0	127,2 ± 0,34
4	135,0 ± 0	134,8 ± 1,38
6	142,0 ± 2,30	124,4 ± 0,92
8	136,7 ± 2,89	115,3 ± 0,52
12	138,3 ± 2,89	114 ± 0
16	125,0 ± 0	122,9 ± 1,56
18	125,0 ± 0	117,2 ± 0,35
24	121,0 ± 0	117,9 ± 1,55
48	121,0 ± 0	110,7 ± 1,21

Tabela 3. Valores de dureza Brinell [HB] de amostras da liga 2024 nas condições solubilizadas a 505°C e envelhecidas a 190 e 208°C.

Tempo de Envelhecimento [h]	Dureza Brinell [HB]	
	Sol.: 505°C/1h Env.: 190°C	Sol.: 505°C/1h Env.: 208°C
0	125,0 ± 0	125,0 ± 0
0,5	122,7 ± 1,21	121,0 ± 0
1	125,0 ± 0	133,3 ± 0,52
2	125,0 ± 0	147,7 ± 1,21
3	125,0 ± 0	135,0 ± 0
4	135,0 ± 0	125,0 ± 0
6	138,3 ± 0,52	122,3 ± 0,52
8	136,7 ± 1,21	125,0 ± 0
12	140,0 ± 0	121,0 ± 0
16	135,0 ± 0	121,0 ± 0
18	126,7 ± 1,21	121,0 ± 0
24	125,3 ± 0,52	121,0 ± 0
48	121,0 ± 0	121,0 ± 0

Tabela 4. Valores de dureza Brinell [HB] de amostras da liga 2024 nas condições solubilizadas a 515°C e envelhecidas a 190 e 208°C.

Tempo de Envelhecimento [h]	Dureza Brinell [HB]	
	Sol.: 515°C/1h Env.: 208°C	Sol.: 515°C/1h Env.: 190°C
0	116,8 ± 1,38	116,8 ± 1,38
0,5	123,6 ± 1,04	118,3 ± 0,52
1	125,1 ± 0,17	118,3 ± 0,52
2	137,7 ± 1,21	121,0 ± 0
3	128,3 ± 0,52	121,0 ± 0
4	120,9 ± 1,55	130,0 ± 0
6	115,7 ± 1,21	136,7 ± 1,21
8	115,1 ± 0,17	135,0 ± 0
12	113,9 ± 1,55	136,7 ± 1,21
16	113,9 ± 1,55	130,0 ± 0
18	113,9 ± 1,55	125,0 ± 0
24	111,3 ± 0,52	121,0 ± 0
48	104,5 ± 0,87	113,0 ± 0

Os ensaios de tração foram realizados em condições de temperatura escolhidas a partir dos resultados de dureza. De uma maneira geral, foram escolhidas as condições solubilizadas nas temperaturas de 495, 505 e 515°C e a condição solubilizada e envelhecida nos máximos valores de dureza. Na tabela 5 são apresentados os valores de tensão a 0,2% de deformação plástica (Tens. 0,2%), limite de resistência (Tens. Máx.) e alongamento total (Along.) para a liga 2024 nas condições de temperatura escolhidas. Os valores apresentados na tabela 10 foram obtidos da média dos resultados de três ensaios. Em todas as condições de envelhecimento investigadas ocorreu um aumento na resistência mecânica da liga 2024. Outra constatação é que o aumento de resistência mecânica (tensão a 0,2% de deformação plástica e limite de resistência) decorrente do envelhecimento acarretou uma diminuição na ductilidade (alongamento) da liga. A amplitude da diminuição da ductilidade não parece ter um comportamento bem definido com o aumento da resistência mecânica. Além disso, parece existir uma correlação razoável entre os valores de resistência mecânica e dureza. Em função dos resultados dos ensaios mecânicos, os ensaios de fadiga serão executados na condição solubilizada a 505°C e envelhecida a 208°C por 2 h.

Na tabela 6 é apresentado o número de ciclos até romper para um determinado ciclo de tensão de corpos-de-prova da liga de alumínio 2024 ensaiados em fadiga após solubilização a 505°C/1h e envelhecimento a 208°C/2h. Na figura 3 é apresentada a curva tensão versus número de ciclos para romper (S-N) obtido em ensaios de fadiga em corpos-de-prova da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h. A curva S-N não apresentou um patamar de limite de fadiga típico dos aços, mas caiu continuamente com a diminuição do ciclo de tensão. Nota-se nesta figura que para o ciclo de tensão de 133,94 MPa, os corpos-de-prova romperam com mais de  $3 \times 10^6$  ciclos. Para ciclo de tensão de 110,23 MPa, o corpo-de-prova suportou mais de  $7,8 \times 10^6$  ciclos antes de romper.

Para ciclo de tensão de 86,53 MPa, o corpo-de-prova não rompeu mesmo após mais de  $10^7$  ciclos, quando o ensaio foi interrompido.

Tabela 5. Valores de tensão a 0,2% de deformação plástica, limite de resistência, alongamento total e dureza Brinell para a liga 2024 em várias condições de têmpera.

Têmpera	Tens. 0,2% [MPa]	Tens. Máx. [MPa]	Along. [%]
Solubilizado a 495°C	307 ± 6	468 ± 4	21 ± 1
Solubilizado a 505°C	310 ± 9	478 ± 2	21,3 ± 0,8
Solubilizado a 515°C	307 ± 3	475 ± 4	21,7 ± 0,7
Solubilizado a 495°C e Envelhecido a 190°C/4h	333 ± 23	476 ± 5	20 ± 3
Solubilizado a 495°C e Envelhecido a 190°C/6h	390 ± 18	485 ± 11	13,3 ± 0,9
Solubilizado a 495°C e Envelhecido a 208°C/4h	373 ± 16	448 ± 13	8,4 ± 0,5
Solubilizado a 505°C e Envelhecido a 190°C/6h	362 ± 20	483 ± 5	18 ± 3
Solubilizado a 505°C e Envelhecido a 208°C/2h	400 ± 14	489 ± 9	13,3 ± 0,8
Solubilizado a 505°C e Envelhecido a 208°C/6h	353 ± 10	436 ± 12	8,7 ± 0,4
Solubilizado a 515°C e Envelhecido a 190°C/6h	362 ± 20	479 ± 12	18 ± 3
Solubilizado a 515°C e Envelhecido a 208°C/2h	387 ± 12	490 ± 4	13 ± 3

Tabela 6. Número de ciclos até romper em função da tensão máxima aplicada em fadiga de corpos-de-prova da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h.

Tensão	Número de Ciclos até Romper		
	CP 1	CP 2	CP 3
86,53*	> 10.000.000	---	---
110,23	7.851.000	---	---
133,94	3.123.000	4.057.000	3.892.000
193,21	579.000	536.000	565.000
252,47	117.000	105.000	98.000
311,74	26.000	29.000	23.000
371	13.000	17.000	15.000
430,27	4.000	4.000	5.000

\* Ensaio interrompido com  $10^7$  ciclos sem romper.

Nas figuras 4 e 5 são apresentadas as superfícies de fratura, observadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), de corpos-de-prova ensaiados em tração da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h, respectivamente. A fratura ocorreu de maneira muito inclinada, dificultando uma melhor observação da sua superfície. Notam-se em ambas as superfícies de fratura um caráter dúctil, apresentando uma

grande quantidade de microcavidades. Na figura 4 observa-se também a presença de precipitados no interior das microcavidades devido à este corpo-de-prova ter sido previamente submetido ao envelhecimento a 208°C/2h.

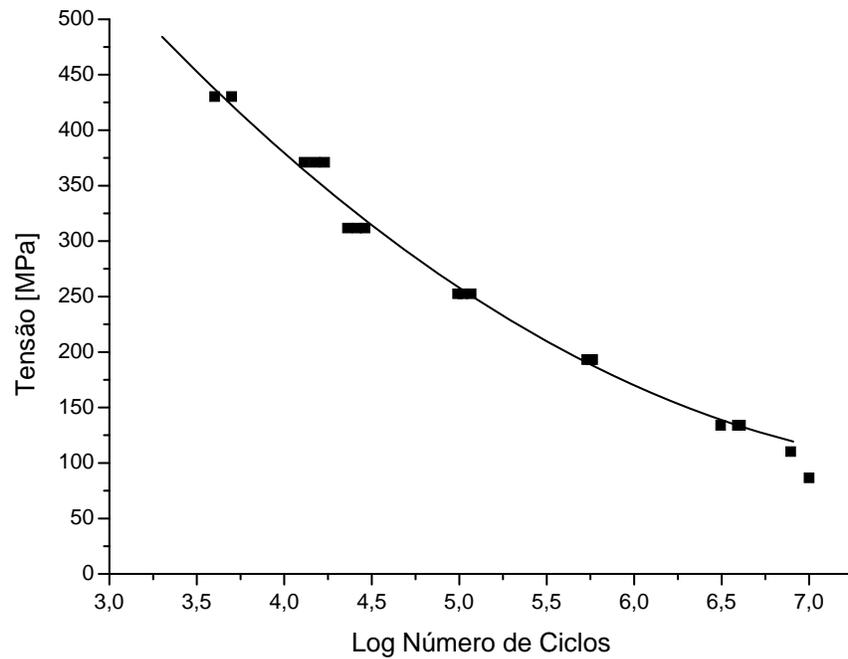


Figura 3. Curva S-N da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h.

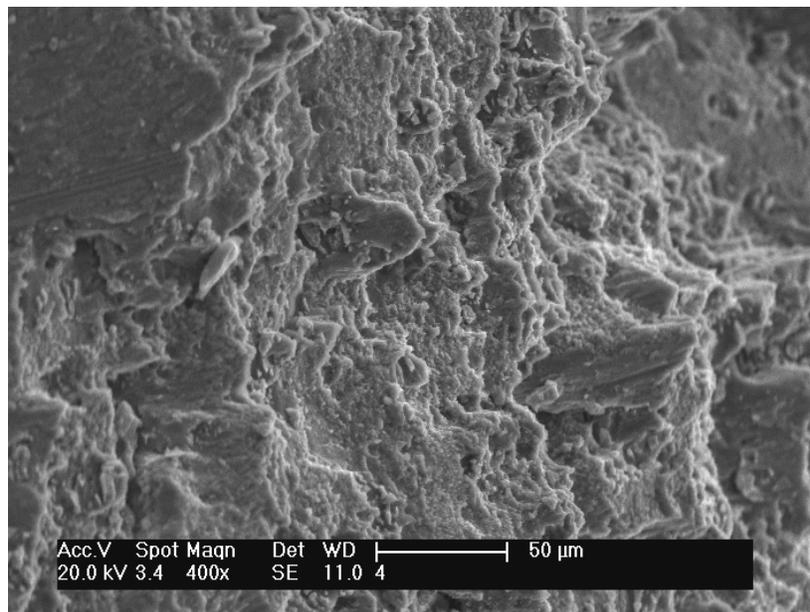


Figura 4. Superfície de fratura típica da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h, observada por MEV, dos corpos-de-prova ensaiados em tração.

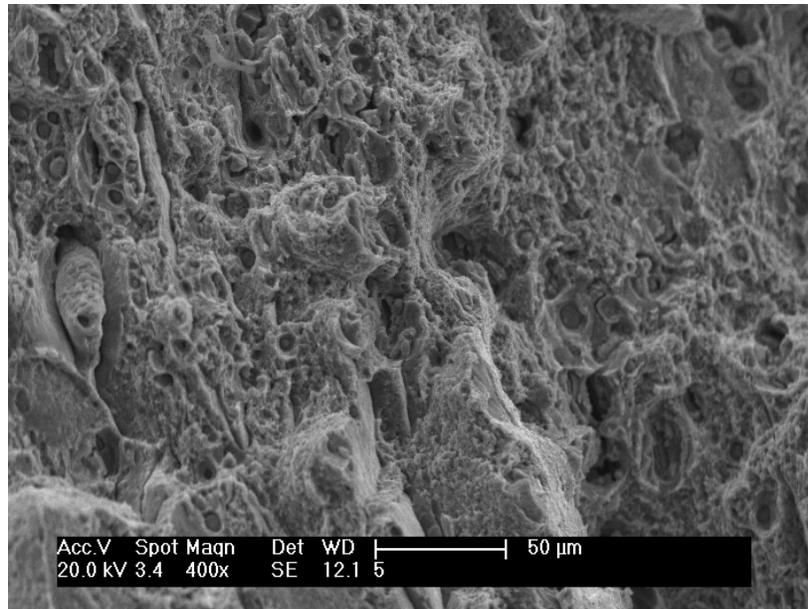


Figura 5. Superfície de fratura típica da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h, observada por MEV, dos corpos-de-prova ensaiados em tração.

Nas figuras de 6 a 22 são apresentadas as superfícies de fratura, observadas por MEV, de corpos-de-prova da liga de alumínio 2024 ensaiados em fadiga após solubilização a 505°C/1h e envelhecimento a 208°C/2h. A figura 6 refere-se às superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tensão elevada e baixo ciclo. Nas figuras de 17 a 19 são mostradas as superfícies de fratura típicas dos corpos-de-prova ensaiados em tensões intermediárias e as figuras de 20 a 22 são observadas as superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tensões baixas e alto ciclo.

A figura 6(A) mostra um detalhe da região da borda da superfície de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga na condição de tensão elevada da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h. Nota-se nesta fractografia a presença de pequenas áreas planas, provavelmente sítios de iniciação de trincas. Na região adjacente à borda, apresentada em detalhe na figura 6(B), observa-se regiões relativamente planas com trincas presentes e com a coexistência de microvaidades. A região central da superfície de fratura é mostrada na figura 6(C), evidenciando uma região extensa onde predomina a presença de microcavidades característica de uma fratura dúctil por sobrecarga mecânica. Um detalhe da figura 6(C) pode ser visto na figura 6(D), onde se observa microcavidades com precipitados no seu interior. A presença da grande quantidade de precipitados está coerente com os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento a que foram submetidos estes corpos-de-prova antes dos ensaios de fadiga.

A figura 7(A) mostra um detalhe da região da borda da superfície de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga na condição de tensão intermediária da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h. Nota-se também nesta fractografia a presença de áreas planas, provavelmente sítios de iniciação de trincas. Na região adjacente à borda, apresentada em detalhe na figura 7(B), observa-se regiões apresentando degraus de deformação decorrente da evolução do processo de fadiga da liga de alumínio 2024.

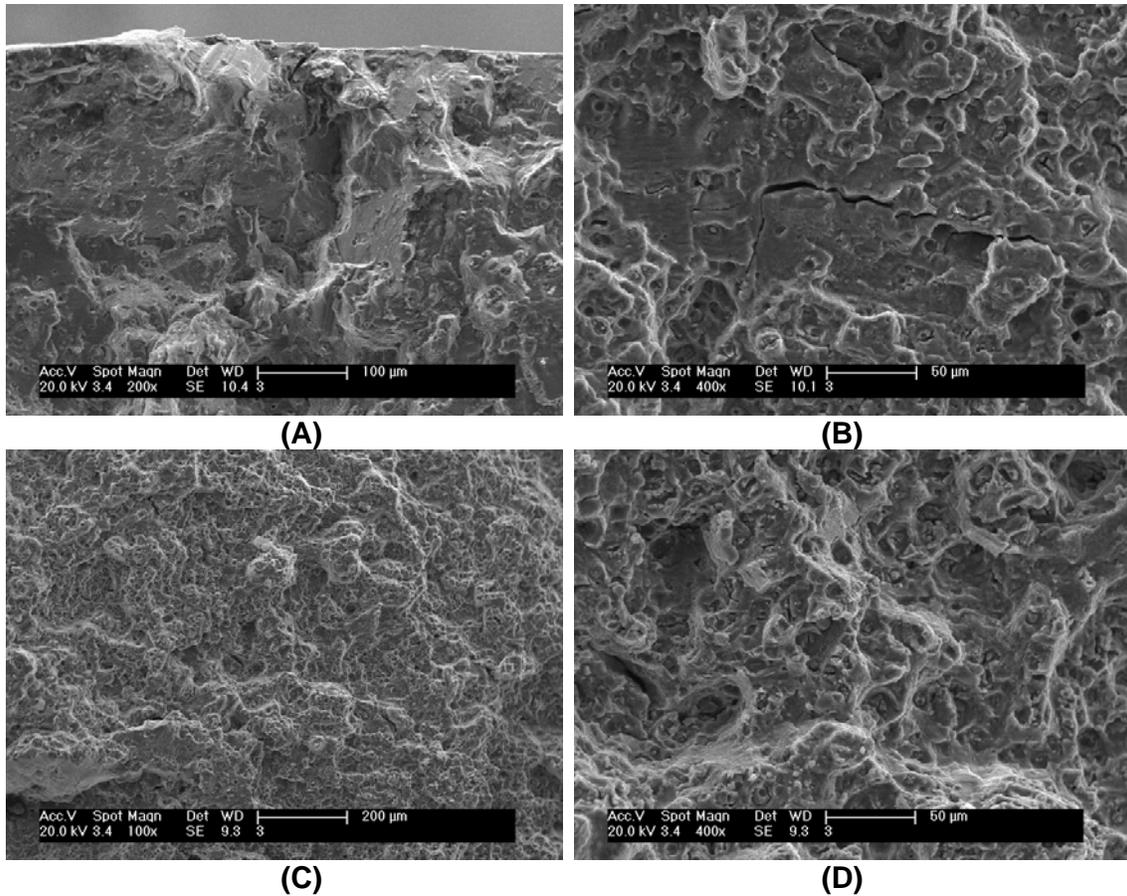


Figura 6. Superfícies de fratura típicas, observada por MEV, dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga em ciclo de tensão elevada da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h. (A) Região da borda. (B) Região adjacente à borda. (C) e (D) Região central.

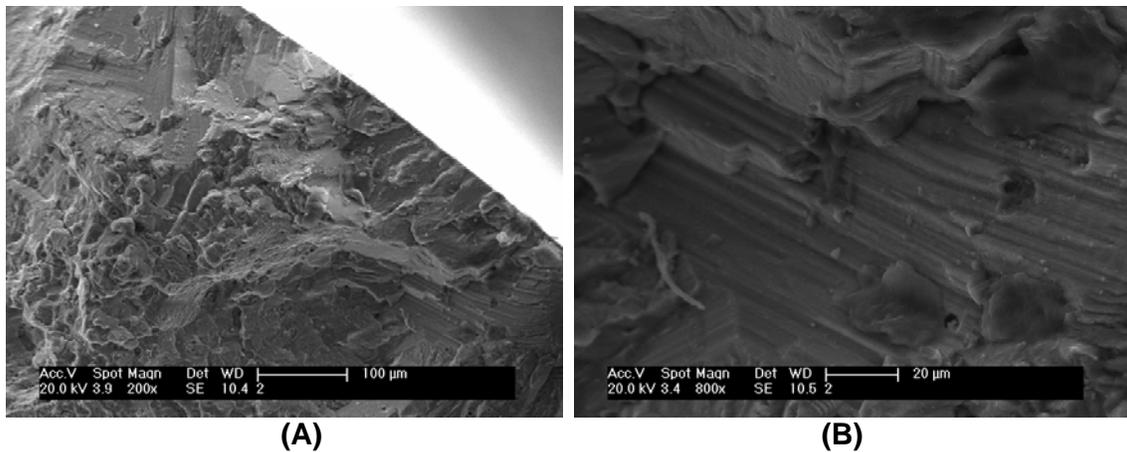


Figura 7. Superfícies de fratura típicas, observada por MEV, dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga em ciclo de tensão intermediária da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h. (A) Região da borda. (B) Região adjacente à borda.

A região central da superfície de fratura é mostrada na figura 8, evidenciando uma região onde predomina a presença de microcavidades característica de uma fratura dúctil por sobrecarga mecânica. Esta fractografia é similar à observada nos corpos-de-prova ensaiados em ciclo de tensão elevada mostrada anteriormente (figuras 7(C) e 7(D)).

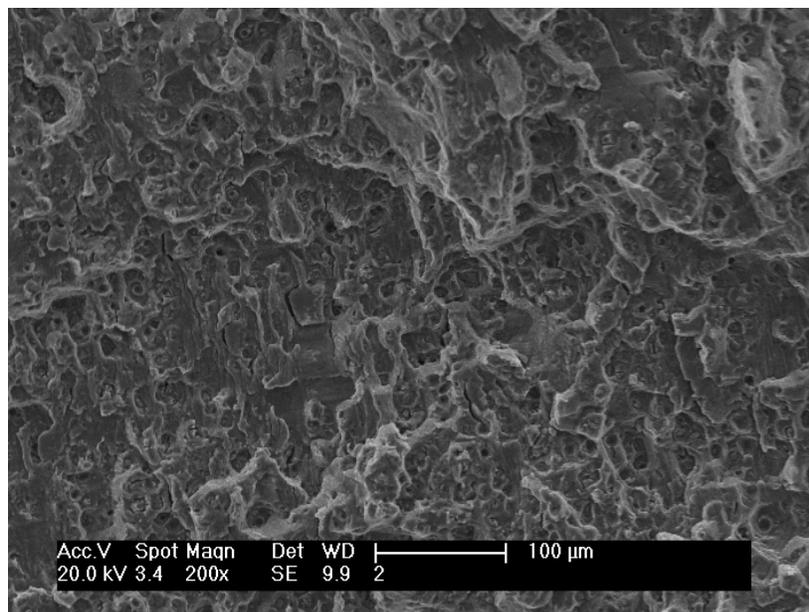


Figura 8. Superfície de fratura típica da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h, observada por MEV, na região central dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga em ciclo de tensão intermediária.

A figura 9(A) mostra um detalhe da região da borda da superfície de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga na condição de tensão baixa da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h. Nota-se na superfície de fratura deste corpo-de-prova regiões evidenciando, provavelmente, o início de trincas, como a região indicada pela seta na figura 9(A). Ao longo de uma faixa próxima à borda do corpo-de-prova observa-se uma extensa área plana de propagação de trinca. A área adjacente à borda da superfície de fratura, apresentada na figura 9(B), mostra a região de propagação das trincas, onde se observa uma grande quantidade de poros intersectados. Estes poros estão relacionados a precipitados arrancados durante o processo de fratura. A região central da superfície de fratura é mostrada na figura 10, evidenciando uma região onde predomina ainda a presença de regiões planas com poros intersectados coexistindo com múltiplas trincas e microcavidades.

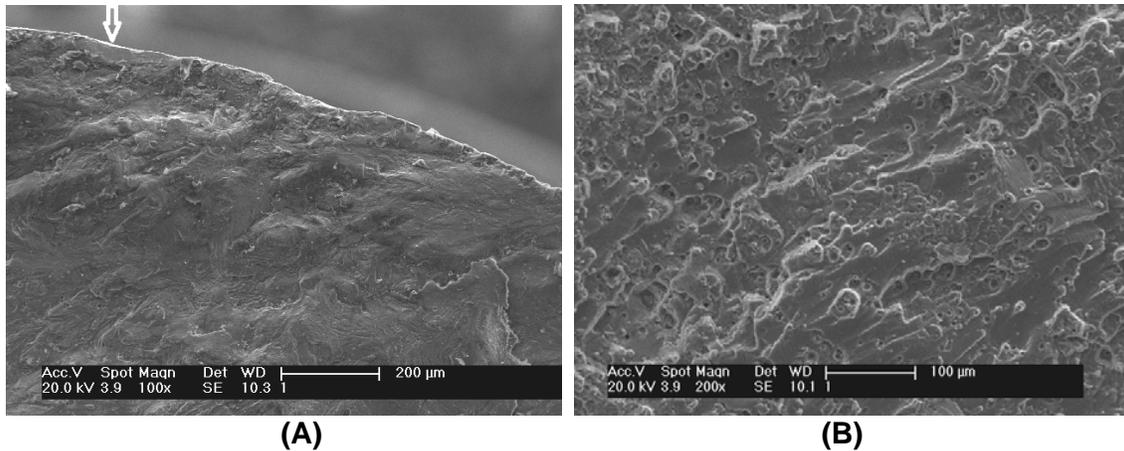


Figura 9. Superfícies de fratura típicas, observada por MEV, dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga em ciclo de tensão baixa da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h. (A) Região da borda. (B) Região adjacente à borda.

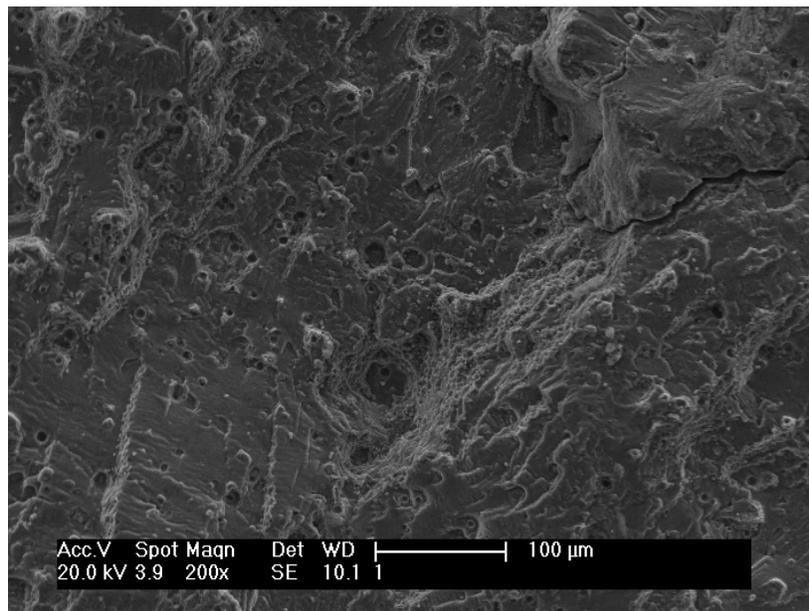


Figura 10. Superfície de fratura típica da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h, observada por MEV, na região central dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga em ciclo de tensão baixa.

## CONCLUSÕES

O estudo das propriedades mecânicas em fadiga da liga alumínio-cobre 2024 solubilizada e envelhecida artificialmente para aplicações aeronáuticas permitiu concluir que:

- Ensaio de tração e medidas de dureza revelaram propriedades mecânicas similares para a liga 2024 nas três temperaturas de solubilização: 495, 505 e 515°C.
- O envelhecimento a 190 e 208°C por tempos curtos acarretou uma ligeira queda de dureza nas amostras previamente solubilizadas a 495 e 505°C.

- O envelhecimento induziu a um aumento na resistência mecânica da liga 2024, que foi acompanhado por uma diminuição na ductilidade.
- Os melhores resultados de ensaios mecânicos ocorreram na liga 2024 na condição solubilizada a 505°C e envelhecida a 208°C por 2 h. Esta condição foi escolhida para a execução dos ensaios de fadiga e levantamento da curva S-N.
- As superfícies de fratura dos corpos-de-prova solubilizados e envelhecidos ensaiados em tração apresentaram um caráter dúctil, com grande quantidade de microcavidades. Nas superfícies de fratura dos corpos-de-prova envelhecidos observou-se também a presença de precipitados no interior das microcavidades.
- A curva S-N não apresentou um patamar de limite de fadiga típico dos aços, mas caiu continuamente com a diminuição do ciclo de tensão. O corpo-de-prova suportou mais de  $7,8 \times 10^6$  ciclos antes de romper para ciclo de tensão de 110,23 MPa.
- As superfícies de fratura dos corpos-de-prova submetidos a tensões elevadas e baixo número de ciclos mostraram basicamente precipitados e microcavidades, enquanto que nas fraturas dos corpos-de-prova submetidos a tensões baixas e elevado número de ciclos observou-se a presença de trincas ao longo de toda a borda da superfície de fratura.
- Durante a propagação da trinca da fadiga de alto ciclo notou-se a presença de poros interceptados na superfície da fratura associados a precipitados arrancados da matriz.

## REFERÊNCIAS

1. Z. Huda, T. Zaharinie; Kinetics of grain growth in 2024T3: An aerospace aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 478 (2009) 128–132.
2. H. Kaçar, E. Atik, C. Meriç; The effect of precipitation-hardening conditions on wear behaviours at 2024 aluminium wrought alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 142 (2003) 762–766.
3. J.N. Scheuring, A.F. Grandt; Evaluation of Aging Aircraft Material Properties, Structural Integrity in Aging Aircraft. vol. 47, American Society of Mechanical Engineers, Aerospace Division, ASME, New York, NY, USA, 1995, pp. 99–103.
4. T. Ertürk, E. Kazazoğlu, J.R. Newby, B.A. Niemeier; Effect of Aging on Bulk Formability of Aluminum Alloys Formability of Metallic Materials—2000 A.D., ASTM STP 753, American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 19–34.
5. ASM HANDBOOK; Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals. The Ninth Edition of Metals Handbook, v. 2, 1991.
6. S. Khan, A. Vyshnevskyy, J. Mosler; Low cycle lifetime assessment of Al2024 alloy. *International Journal of Fatigue*, 32 (2010) 1270–1277.
7. A. Merati; A study of nucleation and fatigue behavior of an aerospace aluminum alloy 2024-T3. *International Journal of Fatigue*, 27 (2005) 33–44.

8. A. Mohamed, Y. El-Madhoun, M.N. Bassim; The effect of tempering on low cycle fatigue behavior of Al-2024. *Journal of Materials Processing Technology*, 162–163 (2005) 362–366.
9. N. Kamp, N. Gao, M.J. Starink, I. Sinclair; Influence of grain structure and slip planarity on fatigue crack growth in low alloying artificially aged 2xxx aluminum alloys. *International Journal of Fatigue*, 29 (2007) 869–878
10. G.H. Bray, M. Glazov, R.J. Rioja, D. Li, R.P. Gangloff; Effect of artificial aging on the fatigue crack propagation resistance of 2000 series aluminum alloys. *International Journal of Fatigue*, 23 (2001) S265–S276.

# STUDY OF MECHANICAL PROPERTIES IN FATIGUE OF ARTIFICIALLY AGED 2024 ALUMINUM ALLOY FOR AERONAUTICAL APPLICATIONS

Antonio Augusto Couto <sup>(1)</sup>  
Danieli Aparecida Pereira Reis <sup>(2)</sup>  
Nilton Inácio Domingues Junior <sup>(3)</sup>  
Ana Cláudia Oliveira Hirschmann <sup>(4)</sup>  
Susana Zepka <sup>(5)</sup>  
Carlos Moura Neto <sup>(6)</sup>

## ABSTRACT

The 2024 alloy is an aluminum alloy containing copper, magnesium, manganese and minor alloying elements. The 2024 aluminum-copper alloy has low density and relatively high mechanical strength due to the possibility of hardening by precipitation of  $\text{CuAl}_2$  and  $\text{CuMgAl}_2$  phases. This alloy can be aged naturally or artificially. This study investigated the fatigue behavior of the solubilized and artificial aged 2024 alloy in the optimized condition for hardness and tensile properties. The fatigue analysis was performed using the S-N curve from tests conducted in symmetrical cycles of tension-compression in a flexion-rotation machine. The fracture surfaces of the tested specimens were observed by scanning electron microscopy (SEM). Tensile and hardness tests revealed similar mechanical properties for the alloy in the three solution temperatures (495, 505, and 515°C). The highest values of yield and ultimate strength were obtained in the solubilized alloy at 505°C and artificially aged at 208 °C/2h. A cycle fatigue study on Al-2024 alloy was conducted under symmetric tension-compression at room temperature, using a flexion-rotation testing machine. S-N curve has not shown a typical fatigue limit, but a drop steadily with decreasing stress cycle. Specimen supported more than  $7.8 \times 10^6$  cycles before break to a stress cycle of 110.23 MPa. The fracture surfaces of specimens submitted to high stress and low number of cycles showed mainly precipitates and microvoids, while the fractures of specimens submitted to low stress and high number of cycles was observed the presence of cracks along the periphery of the fracture surface.

Key-words: fatigue; artificial aging; Al-Cu alloy.

V International Aluminum Congress, 24 to 26<sup>th</sup> April 2012; São Paulo – Brazil

(1) Professor of Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN) and Universidade Presbiteriana Mackenzie (UPM).

(2) Professor of Universidade Federal de São Paulo (UNIFESP).

(3) Master Science of Universidade Presbiteriana Mackenzie (UPM).

(4) PhD of Vale Soluções de Energia (VSE).

(5) Master Science of Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA).

(6) Professor of Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA).