

# EFEITO DO ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO 2024 PARA APLICAÇÕES AERONÁUTICAS<sup>1</sup>

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

## Resumo

Os tratamentos térmicos executados na liga 2024 foram de solubilização a 495°C, 505°C e 515°C e envelhecimento artificial nas temperaturas de 190°C e 208°C. Os valores mais elevados de resistência mecânica foram obtidos na liga solubilizada a 505°C e envelhecida a 208°C/2h. 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 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:** Al-Cu; precipitação; Envelhecimento; Fadiga.

## EFFECT OF THE ARTIFICIAL AGING ON MECHANICAL PROPERTIES OF 2024 ALUMINUM ALLOY FOR AERONAUTICAL APPLICATIONS

### Abstract

A solution heat treatment in the alloy 2024 was performed at 495°C, 505°C and 515°C followed by quenching in water. After that, artificial aging was carried out at temperatures of 190°C and 208°C. Hardness measurements and tensile tests were performed to determine the mechanical properties of this material after heat treatments. Tensile and hardness tests revealed similar mechanical properties for the alloy in the three solution temperatures (495°C, 505°C 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:** Al-Cu; Precipitation; Aging; Fatigue.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 12º Seminário de Metais Não-ferrosos, 31 de outubro a 1 de novembro de 2011, São Paulo, SP.

<sup>2</sup> Doutor do IPEN – CNEN/SP e da Universidade Presbiteriana Mackenzie.

<sup>3</sup> Doutor do Instituto Tecnológico da Aeronáutica.

<sup>4</sup> Mestrando da Universidade Presbiteriana Mackenzie.

## 1 INTRODUÇÃO

Uma excelente combinação de propriedades faz do alumínio um dos mais versáteis materiais na engenharia e em construções. Apesar do baixo peso específico, algumas ligas tem resistência superior à do aço estrutural. Devido sua alta resistência à corrosão na maioria das condições de trabalho as ligas de alumínio têm aumentado continuamente sua utilização. Em alguns casos substituindo-se o aço quando baixo peso ou custo de manutenção forem os principais fatores a serem considerados. Para os materiais estruturais, além da relação resistência mecânica/peso a um custo razoável, existe a necessidade de estes materiais serem resistentes à fadiga, quando aplicadas em estruturas submetidas a carregamentos cíclicos. Por isso, 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.

As possibilidades de tratamento térmico na liga Al-Cu 2024, permitem infinitas combinações para extrusão, conformação e propriedades mecânicas, dentre outras propriedades. Esta liga de alumínio foi escolhida para 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. Portanto, este estudo investigou o efeito de diversas condições de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga de alumínio 2024. O comportamento em fadiga desta liga de alumínio foi avaliado na condição otimizada de propriedades mecânicas em tração e dureza decorrentes dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

A liga Al-Cu utilizada neste estudo foi a 2024, fornecida pelo Instituto Tecnológico da Aeronáutica (ITA) na forma de corpos-de-prova de tração e fadiga, cuja composição química é apresentada na Tabela 1. Os tratamentos térmicos foram feitos em forno tipo mufla Brasimet de atmosfera controlada. A temperatura foi controlada utilizando-se um termopar do tipo K em contato com as amostras. Os tratamentos térmicos de solubilização foram feitos nas temperaturas de 495°C, 505°C e 515°C por uma hora e resfriamento na água. A partir das amostras solubilizadas, os envelhecimentos artificiais foram feitos nas temperaturas de 190°C e 208°C em tempos variando de 30 minutos a 48 h.

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

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

Em seguida foram determinadas as medidas de dureza Brinell, tanto nas condições solubilizadas como solubilizadas e envelhecidas nas diversas condições. As medidas de dureza Brinell foram realizadas utilizando-se um durômetro WPM. Para cada condição foram efetuadas três medidas de dureza. As amostras para observação por microscopia óptica foram preparadas por meio de técnicas

metalográficas convencionais de lixamento, polimento e ataque químico com ácido fluobórico ( $\text{HBF}_4$ ). As microestruturas foram observadas num microscópio óptico Olympus, acoplado a um sistema de digitalização e análise de imagens da Arotec. Os ensaios de tração foram executados em máquina universal de ensaios mecânicos da marca Q-Test 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 tração foram executados após os tratamentos térmicos nas condições apresentadas na Tabela 2.

**Tabela 2.** Condições de tratamento térmico dos corpos-de-prova ensaiados em tração

SOLUBILIZAÇÃO	ENVELHECIMENTO
495°C por 1 hora e resfriado em água	-----
	190°C por 6h
	190°C por 4h
	208°C por 4h
505°C por 1 hora e resfriado em água	-----
	190°C por 6h
	208°C por 2h
	208°C por 6h
515°C por 1 hora e resfriado em água	-----
	190°C por 6h
	208°C por 2h

Os ensaios de fadiga foram executados em uma máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa (Figura 1). 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 Philips XL-30.



**Figura 1.** Máquina flexo-rotativa para execução dos ensaios de fadiga, equipamento pertencente ao Instituto Tecnológico de Aeronáutica.

### 3 RESULTADOS

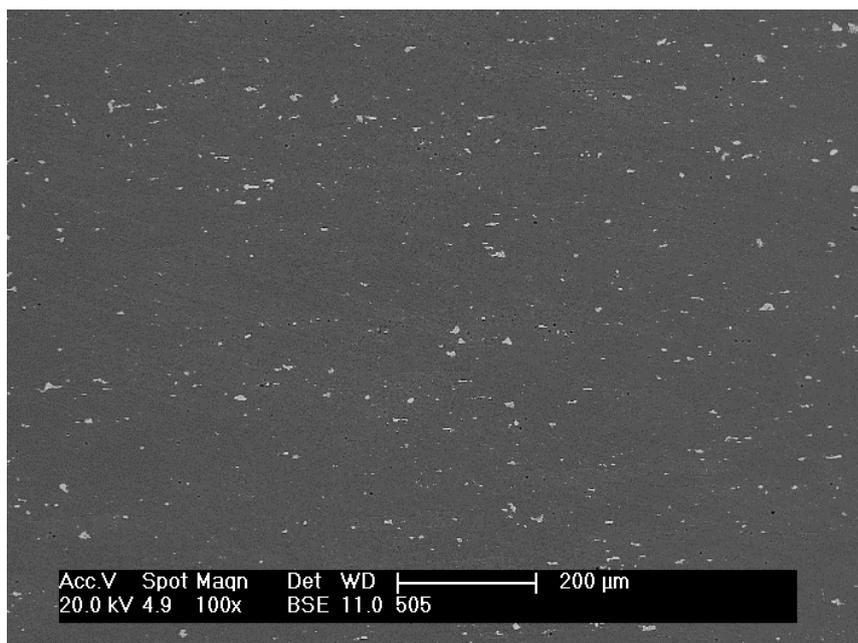
Na Figura 2 é apresentada a micrografia típica observada por microscopia óptica da liga de alumínio 2024 na condição solubilizada a 495°C, 505°C e 515°C por 1 hora e resfriamento em água, respectivamente. Estas micrografias foram obtidas na direção de laminação dos corpos-de-prova, evidenciando a presença de grãos alongados. Na Figura 3 é mostrada a imagem metalográfica tridimensional de uma amostra da chapa da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C e envelhecida a 280°C/2h. Nota-se na Figura 3 que a liga de alumínio 2024 ainda apresenta grãos alongados. Na Figura 4 é apresentada a micrografia observada por microscopia eletrônica de varredura da amostra solubilizada a 505°C. Nota-se nesta microestrutura ainda a presença de precipitados, provavelmente de  $\text{CuAl}_2$ . Na Figura 5 é observada a microestrutura da liga solubilizada a 505°C e envelhecida a 280°C/2h. Pode ser observada na Figura 5 a existência também de precipitados.



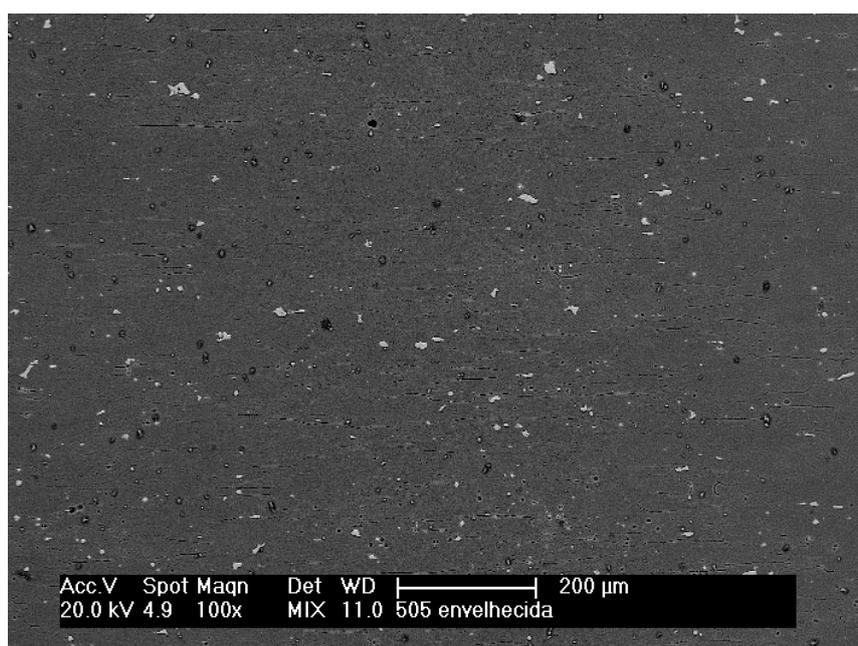
**Figura 2.** Micrografia da liga de alumínio 2024 solubilizada a 495°C por 1 h e resfriada em água.



**Figura 3.** Imagem metalográfica tridimensional de uma amostra da chapa da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C e envelhecida a 208°C/2h.



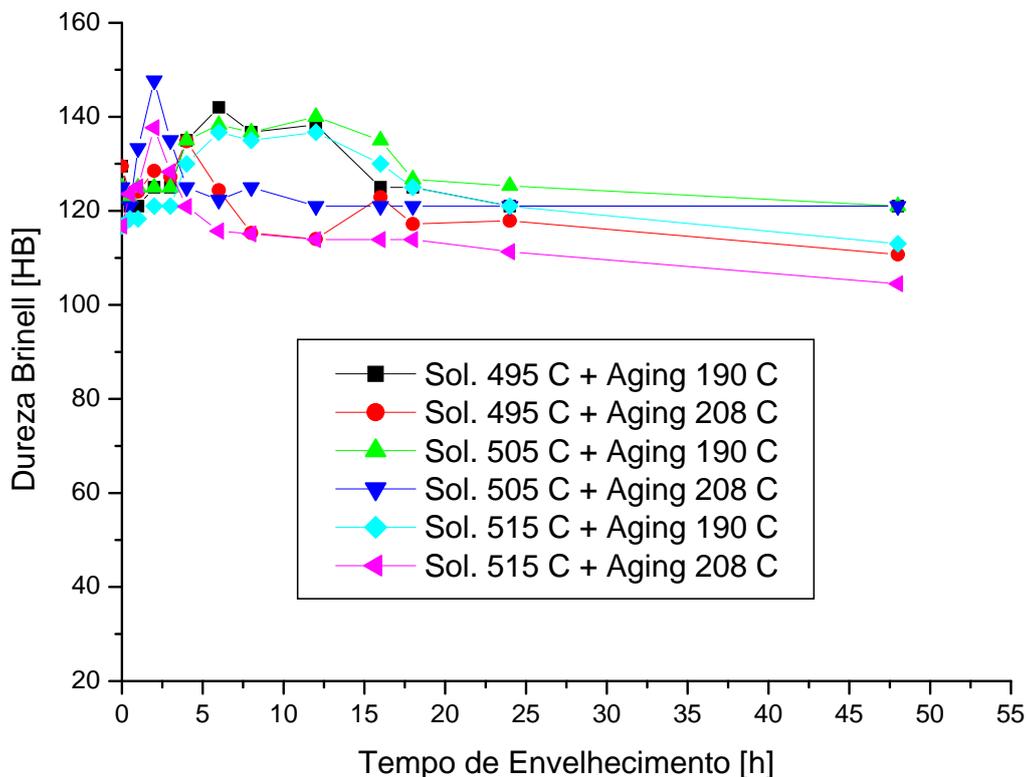
**Figura 4.** Micrografia observada por microscopia eletrônica de varredura da amostra solubilizada a 505°C.



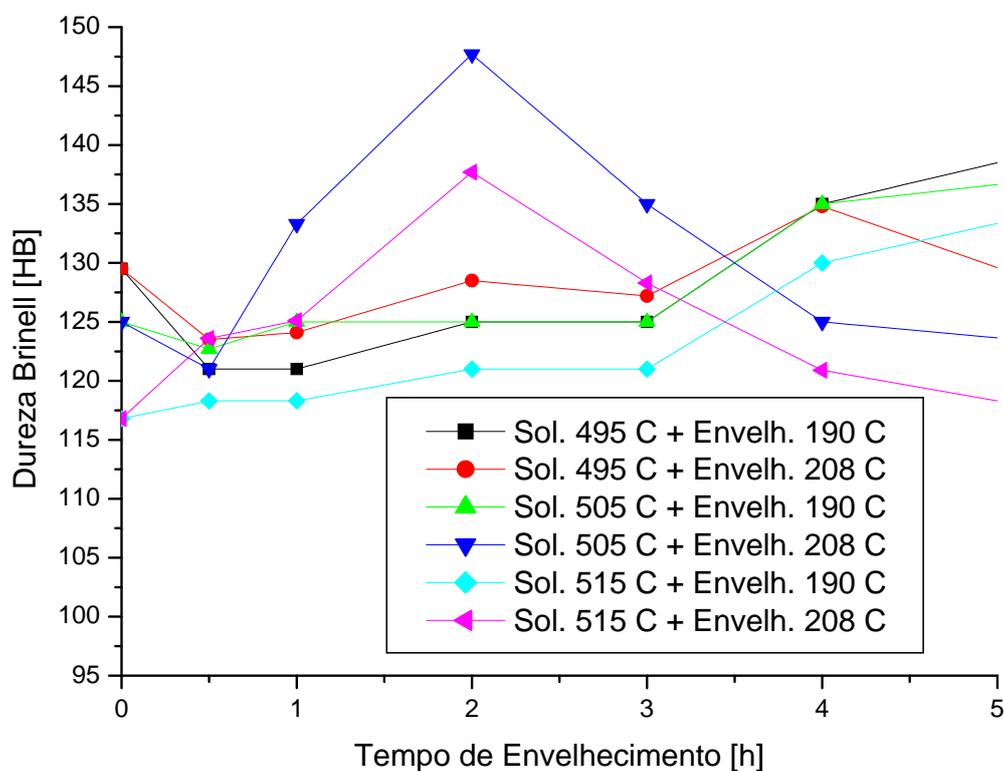
**Figura 5.** Micrografia observada por microscopia eletrônica de varredura da amostra solubilizada a 505°C e envelhecida a 208°C/2h.

A evolução da dureza em função do tempo de envelhecimento nas temperaturas 190°C e 208°C das amostras previamente solubilizadas a 495°C, 505°C e 515°C pode ser observada nos gráficos da Figura 6. Um detalhe destes gráficos para baixos tempos de envelhecimento é mostrado na Figura 7. Os ensaios de tração foram realizados em condições de têmpera escolhidas a partir dos resultados de dureza. De uma maneira geral, foram escolhidas as condições solubilizadas nas temperaturas de 495°C, 505°C e 515°C e a condição solubilizada e envelhecida nos máximos valores de dureza. Na tabela 3 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 têmpera escolhidas.

Os valores apresentados na Tabela 3 foram obtidos da média dos resultados de três ensaios.



**Figura 6.** Medidas de dureza Brinell em função do tempo de envelhecimento nas temperaturas de 190°C e 208°C de amostras previamente solubilizadas a 495°C, 505°C e 515°C.

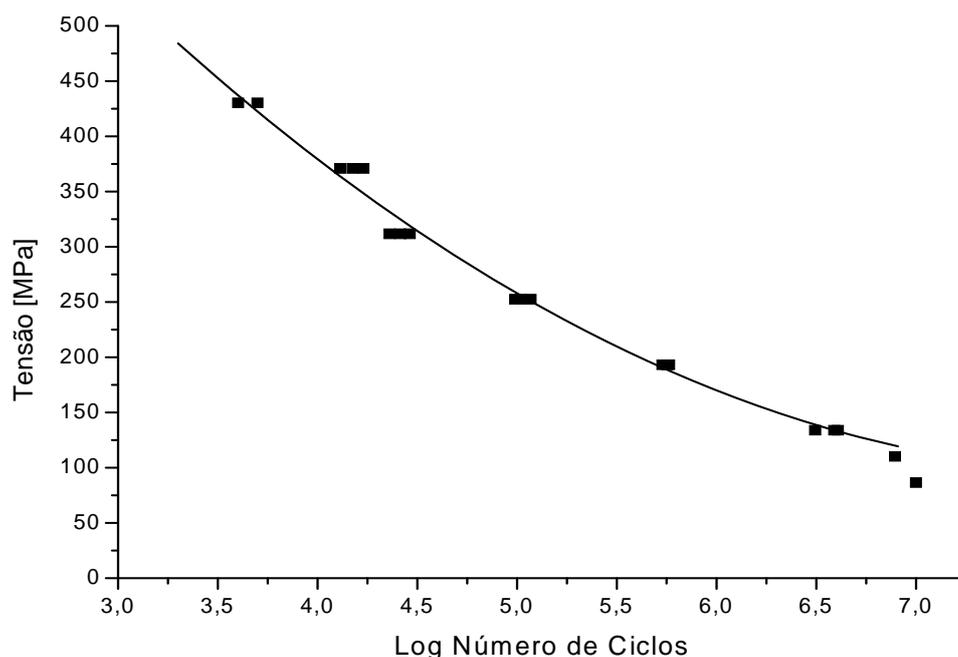


**Figura 7.** Detalhe dos gráficos de medidas de dureza Brinell para baixos tempos de envelhecimento nas temperaturas de 190°C e 208°C de amostras previamente solubilizadas a 495, 505, e 515°C.

**Tabela 3.** 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

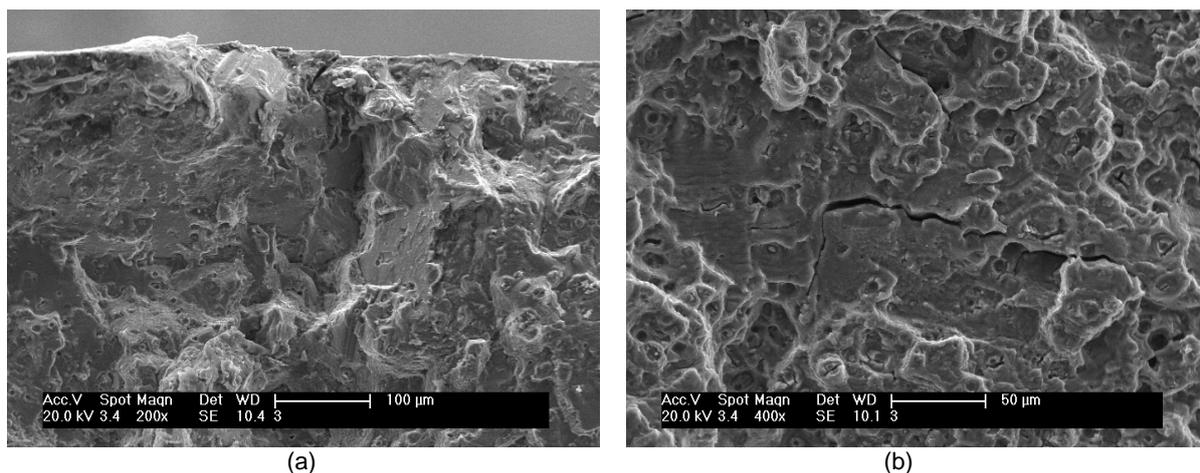
Têmpera	Tens. 0,2% [MPa]	Tens. Máx. [MPa]	Along. [%]
Solubilizado a 495°C	307 ± 6	468 ± 4	21 ± 1
Solubilizado a 505°C	310 ± 9	478 ± 2	21,3 ± 0,8
Solubilizado a 515°C	307 ± 3	475 ± 4	21,7 ± 0,7
Solubilizado a 495°C e Envelhecido a 190°C/4h	333 ± 23	476 ± 5	20 ± 3
Solubilizado a 495°C e Envelhecido a 190°C/6h	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

Na Figura 8 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. 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.

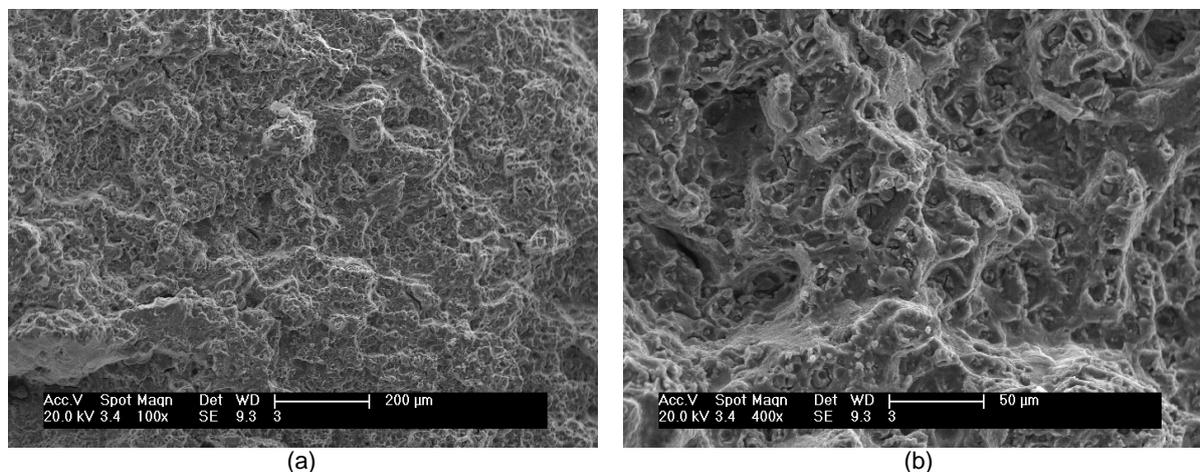


**Figura 8.** Curva S-N da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h.

A Figura 9 refere-se às superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga sob tensão elevada e baixo ciclo. Nota-se na Figura 9a, próximo à borda da fratura, a presença de pequenas áreas planas, provavelmente sítios de iniciação de trincas. Na região adjacente à borda, apresentada em detalhe na Figura 9b, 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 10, evidenciando uma região extensa onde predomina a presença de microcavidades. Um detalhe da Figura 10a pode ser visto na Figura 10b, onde se observa microcavidades com precipitados no seu interior.



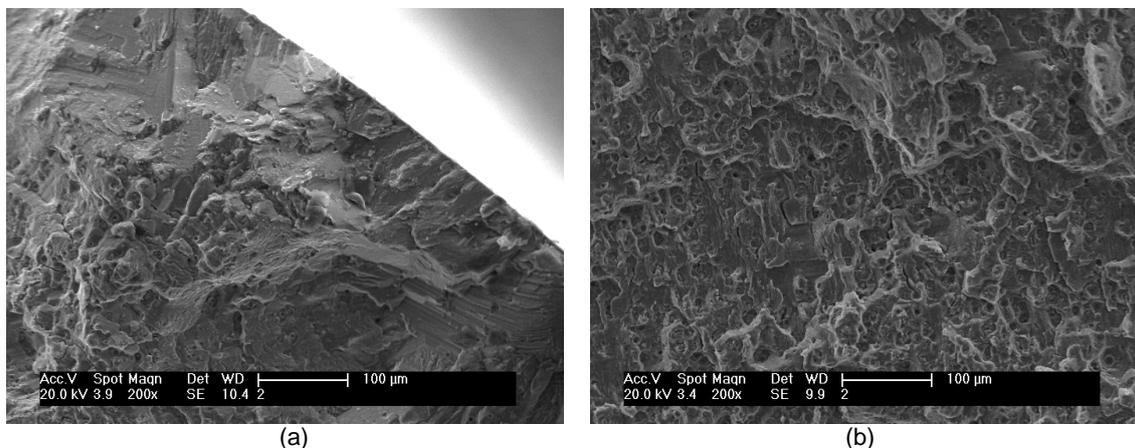
**Figura 9.** Superfície de fratura típica da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h, observada por MEV, na região da borda dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga em ciclo de tensão elevada.



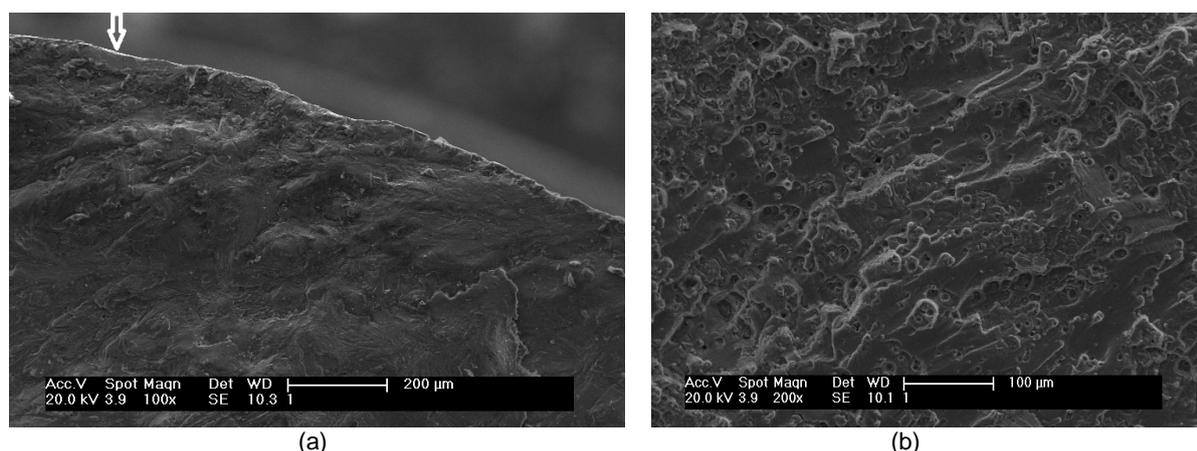
**Figura 10.** Superfície de fratura típica da liga de alumínio 2024 solubilizada a 505°C/1h e envelhecida a 208°C/2h, observada por MEV, na região central dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga em ciclo de tensão elevada.

Na Figura 11 é mostrada a superfície de fratura típica dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga em tensões intermediárias. A Figura 11a mostra um detalhe da região da borda da superfície de fratura, evidenciando a presença de áreas planas. A região central da superfície de fratura é mostrada na Figura 11b, sendo observada uma região onde predominam microcavidades. Na Figura 12 é observada a superfície de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tensões baixas e alto ciclo. A Figura 12a mostra um detalhe da região da borda da superfície de fratura, evidenciando o início de trincas, como a região indicada pela seta. Ao longo de uma

faixa próxima à borda do corpo-de-prova observa-se uma extensa área plana de propagação de trinca. Na área central da superfície de fratura, apresentada na Figura 12b, observa-se uma grande quantidade de poros intersectados.



**Figura 11.** Superfície de fratura típica 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, observada por MEV.



**Figura 12.** 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 da borda dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga em ciclo de tensão baixa.

#### 4 DISCUSSÃO

A microestrutura da liga de alumínio 2024 mostrou grãos alongados decorrentes do processo de laminação a que foram submetidas às chapas da liga de alumínio 2024. Os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento os grãos permaneceram alongados. Não foi possível observar por microscopia óptica diferenças significativas na microestrutura da liga solubilizada nas diferentes temperaturas de 495°C, 505°C e 515°C. A análise por microscopia óptica também não permitiu averiguar se a liga já se encontra totalmente recristalizada após estes tratamentos de solubilização e de envelhecimento, nem se pode verificar a existência de finos precipitados. Contudo, foram observados precipitados grosseiros, provavelmente de  $\text{CuAl}_2$  tanto nas amostras envelhecidas como nas solubilizadas nas temperaturas de 495°C, 505°C e 515°C. Isto indica que a solubilização não deve ter sido completamente efetiva. Além dos precipitados grosseiros, foram também observados finos precipitados na liga envelhecida. Estes finos precipitados são provavelmente os



responsáveis pelo aumento de resistência mecânica da liga. Para uma melhor análise dos precipitados seriam necessárias observações por microscopia eletrônica de transmissão, que não foi utilizada neste trabalho.

Os valores de dureza das amostras solubilizadas não apresentam grandes variações em decorrência da temperatura de solubilização. A dureza das amostras solubilizadas mostrou somente um leve decréscimo de 129 HB para 113 HB com o aumento da temperatura de solubilização de 495°C para 515°C. O envelhecimento provocou um aumento na dureza das amostras solubilizadas decorrente da fina precipitação e uma subsequente queda para tempos de envelhecimento longos devido ao coalescimento destes precipitados. Nota-se nos gráficos da figura 7, que nas amostras solubilizadas a 495°C e 505°C ocorre uma ligeira queda de dureza após o envelhecimento a 190 e 208°C por tempos curtos. Estes resultados também foram observados por Bray et al.<sup>(1)</sup> na liga de alumínio 2024 solubilizada e envelhecida a 190°C. Segundo estes autores, a origem do amolecimento durante a primeira hora de envelhecimento artificial da liga 2024 não está clara.

Mukhopadhyay et al.<sup>(2)</sup> atribuem este amolecimento à reversão (dissolução) de uma fração dos “clusters” de soluto. Bray et al.<sup>(1)</sup> não concordam com Mukhopadhyay et al.,<sup>(2)</sup> argumentando que nos estágios iniciais de envelhecimento os “clusters” aumentam em quantidade e não revertem. Segundo especulações de Bray et al.<sup>(1)</sup> as lacunas retidas pelo resfriamento rápido na solubilização são aniquiladas nos anéis de discordâncias durante o estágio inicial de envelhecimento artificial. Na liga de alumínio 2024 solubilizada a 515°C e envelhecida a 190°C e 208°C não foi observado este amolecimento para tempos curtos de envelhecimento.<sup>(2)</sup> Neste caso pode-se trabalhar com duas hipóteses: o amolecimento não ocorreu ou ocorreu em tempos de envelhecimento mais curtos do que os executados neste trabalho. Após esta queda, a dureza aumenta continuamente com o tempo de envelhecimento até uma região de pico. Para tempos de envelhecimento muito longos a dureza volta a diminuir devido ao coalescimento dos precipitados endurecedores.

Os resultados dos ensaios de tração estão coerentes com os valores de dureza. Em todas as condições de envelhecimento investigadas ocorreu um aumento na resistência mecânica da liga de alumínio 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 foram executados na condição solubilizada a 505°C e envelhecida a 208°C por 2 h. A curva S-N, como era esperado, não apresenta um patamar de limite de fadiga típico dos aços, mas cai continuamente com a diminuição do ciclo de tensão. Resultados significativos foram obtidos com quase 8 milhões de ciclos para romper o corpo-de-prova submetido a ciclo de tensão reversa de 110,23 MPa. Para ciclo de tensão de 86,53 o corpo-de-prova não rompeu com mais de 10 milhões de ciclos.

As superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga apresentaram, de uma maneira geral, regiões nas bordas de início de trinca com uma região adjacente de propagação de trincas e subsequentemente uma região de ruptura por sobrecarga mecânica, característica de uma fratura dúctil. A presença da grande quantidade de precipitados, observados nas superfícies de fratura está coerente com os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento a que foram

submetidos estes corpos-de-prova antes dos ensaios de fadiga. Nas superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga sob baixa tensão e elevado número de ciclos até a fratura foram observados poros intersectados. Estes poros estão relacionados a precipitados arrancados durante o processo de fratura. A região central da superfície de fratura deste ensaio mostra uma região onde predomina ainda a presença de regiões planas com poros intersectados coexistindo com múltiplas trincas e microcavidades.

## 5 CONCLUSÃO

O estudo do comportamento mecânico da liga alumínio-cobre 2024 solubilizada e envelhecida para aplicações aeronáuticas permitiu concluir que:

- a microestrutura da liga observada por microscopia óptica apresentou grãos alongados decorrentes do processo de laminação;
- ensaios de tração e medidas de dureza revelaram propriedades mecânicas similares para a liga 2024 nas três temperaturas de solubilização: 495°C, 505°C e 515°C;
- o envelhecimento a 190°C e 208°C por tempos curtos acarretou uma ligeira queda de dureza nas amostras previamente solubilizadas a 495°C e 505°C;
- o envelhecimento induziu a um aumento na resistência mecânica da liga de alumínio 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;
- 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 quase 8 milhões de ciclos antes de romper para ciclo de tensão reversa 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; e
- durante a propagação da trinca da fadiga de alto ciclo notou-se a presença de poros intersectados na superfície da fratura associados a precipitados arrancados da matriz.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao Fundo Mackenzie de Pesquisa - MackPesquisa pelo apoio financeiro para participação neste Seminário.

## REFERÊNCIAS

- 1 Bray, G. H.; Glazov, M.; Rioja, R. J.; Li, D.; Gangloff, R. P.; Effect of artificial aging on the fatigue crack propagation resistance of 2000 series aluminum alloys. *International Journal of Fatigue* 23 (2001) S265–S276.
- 2 Mukhopadhyay, A. K.; Singh, V.; Prasad, K. S.; Chakravorty, C. R.; *Acta Mater* 1996; 44:3115.