

EFEITOS DA PRÉ-DEFORMAÇÃO NO COMPORTAMENTO DE TRINCAS POR FADIGA NA LIGA Al 2524 T3¹

Lucilene P. Maduro²
Carlos A.R.P. Baptista³
Anthony M.L. Adib⁴
Renato S. Chaves²

Resumo

A pré-deformação de chapas finas de alumínio, por estiramento a frio, produz uma distribuição de precipitados mais homogênea e é empregada com o objetivo de aumentar o limite de escoamento do material. Devido à anisotropia inerente à laminação a frio, os efeitos da pré-deformação por estiramento podem diferir, dependendo da direção em que seja aplicada. Como essas ligas estão sujeitas à iniciação e propagação de trincas por fadiga em suas aplicações usuais, torna-se importante avaliar os efeitos que a pré-deformação causa na taxa de crescimento de trincas, em diferentes direções e sob diferentes condições de carregamento. A liga Al 2524 foi desenvolvida durante a década de 90 para ser empregada principalmente em fuselagem de aviões, substituindo a liga 2024. O objetivo do presente trabalho é avaliar a resistência de chapas finas da liga Al 2524 T3 ao crescimento de trincas por fadiga com orientação TL. A influência da razão de tensão R na propagação de trincas por fadiga será avaliada pelo uso de modelagem bi-paramétrica. Os efeitos da pré-deformação serão quantificados pela construção de mapas de fadiga.

Palavras-chave: Fadiga; Propagação de trincas; Modelagem; Pré-deformação.

EFFECTS OF PRE-STRAIN ON FATIGUE CRACK GROWTH BEHAVIOR OF Al 2524 T3 ALLOY

Abstract

The pre-straining of aluminum alloys by stretching cold-rolled parts from their extremities is usually performed in order to obtain a more homogeneous precipitates distribution, accompanied by an increase in the yield strength. Due to the anisotropy introduced during cold rolling, the effects of pre-straining can vary as the pre-straining direction is changed. As these alloys are susceptible to fatigue crack growth during their application, it is important to evaluate the pre-straining effects on crack growth behavior, at different orientations and load conditions. The aluminum alloy 2524 was developed during the 90's mainly to be employed in aircraft fuselage panels, replacing the standard Al 2024. The purpose of the present work is to evaluate the resistance of Al 2524 T3 sheet samples to growth fatigue cracks having the TL orientation. The influence of the R-ratio on the crack growth behavior is quantified by means of two-parameter modeling. Pre-straining effects are quantified by fatigue maps.

Key words: Fatigue; Crack propagation; Modeling; Pré-strain.

¹ Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

² Engenheira Mecânica, EEL/USP, Lorena/SP.

³ Doutor em Engenharia de Materiais, EEL/USP, Lorena/SP.

⁴ Mestre em Engenharia de Materiais, EMBRAER, São José dos Campos/SP.

1 INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio são amplamente empregadas pela indústria aeronáutica devido a favorável relação resistência/peso e o seu comportamento em fadiga, principalmente quando relacionado à propagação subcrítica de trincas, é o modo de falha predominante em peças desses materiais fabricadas a partir de chapas finas.^[1] As ligas da série 2XXX (Al, Cu) são as mais importantes para a indústria aeronáutica, sendo que a liga Al 2024 (Al, Cu e Mg) foi por muito tempo o material padrão para partes como a fuselagem e a cobertura das asas. Na década de 1990, a ALCOA desenvolveu a liga Al 2524, atribuindo-lhe a designação C188, para ser aplicada no jato 777 da Boeing. Esta liga surgiu como um refinamento da liga Al 2024, com o objetivo de melhorar a tenacidade à fratura e as propriedades de fadiga de peças estruturais. Devido ao seu controle mais rigoroso de produção, a liga 2524 pode apresentar aproximadamente 15-20% de melhora na tenacidade a fratura, o dobro de resistência à propagação de trincas por fadiga^[2] e 30-40% de ganho na vida em fadiga,^[3] quando comparada à liga 2024, sem perda de resistência mecânica e resistência à corrosão.^[4,5]

A pré-deformação de ligas de alumínio pode produzir uma distribuição de precipitados mais homogênea e é muitas vezes empregada com o objetivo de aumentar o limite de escoamento do material. Alguns dados referentes à influência da pré-deformação no comportamento em fadiga das ligas de alumínio 7475-T7351 e 7050-T7451, foram encontrados na literatura.^[6,7] Porém, vale ressaltar que ainda não é disponível na literatura uma base de dados consistente sobre a propagação de trincas por fadiga na liga Al 2524.

Para descrever o comportamento do material ao crescimento de trincas por fadiga, inúmeros modelos baseados na mecânica da fratura têm sido empregados. As diversas equações existentes têm origem na clássica “Lei de Paris”^[8] de propagação da trinca, o primeiro modelo a levar em conta o Fator Intensidade de Tensão da mecânica da fratura. Embora o modelo de Paris tenha se tornado canônico, não descreve os efeitos da razão de tensão R . Com o objetivo de avaliar esses efeitos, Elber^[9] introduziu o conceito de fechamento da ponta da trinca. Entretanto, devido às dificuldades encontradas na avaliação do fechamento, Sadananda e Vasudevan,^[10] em sua Abordagem Unificada, assumem que o crescimento de trinca por fadiga é controlado por duas forças motrizes ΔK e K_{\max} . Embora muitos modelos de dois parâmetros tenham sido desenvolvidos, nenhum deles considera como independentes os efeitos das variáveis de carregamento sobre a propagação da trinca.

Uma forma de se eliminar qualquer tipo de arbitrariedade na proposição de modelos para a propagação de trincas é considerar a variação independente dos índices dos parâmetros que caracterizam as forças motrizes da ponta da trinca. Há várias possibilidades a serem exploradas na concepção de modelos semi-empíricos segundo a linha da “Abordagem Unificada” de Sadananda. O modelo desenvolvido por Pastoukhov e recentemente aplicado na descrição da taxa de trincas em vários materiais metálicos^[11] define uma equação cinética biparamétrica de forma potencial, conforme mostrado na equação (1), onde C , α e β formam um conjunto de constantes cuja determinação é feita por regressão linear no espaço R^3 pelo método dos mínimos quadrados.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^\alpha (K_{\max})^\beta \quad (1)$$

Um trabalho recente desenvolvido na EEL/USP^[12] apresentou uma nova equação exponencial como uma alternativa para descrever a taxa de trincas em materiais que exibem certo grau de não-linearidade nas relações da/dN vs. ΔK , como é o caso do titânio e de algumas ligas de alumínio.^[13] O novo modelo exponencial é dado pela equação (2), na qual α , γ e δ formam um grupo único de parâmetros, válido para qualquer razão de carga R . Essas constantes são calculadas pela introdução do parâmetro Y dado pela equação (3). Esse parâmetro descreve um plano em uma representação tri-dimensional e os coeficientes α , γ e δ são calculados pelo mesmo método empregado no modelo potencial.

$$\frac{da}{dN} = e^{\alpha} e^{\frac{\delta \log(R) + \gamma}{\Delta K}} \quad (2)$$

$$\gamma = \alpha \Delta K + \beta + \delta \log(R) \quad (3)$$

Considerando a existência de duas forças motrizes para o crescimento de trincas, os dados de fadiga podem ser representados plotando-se ΔK versus $K_{\text{máx}}$ para valores fixos de da/dN . A curva ΔK - $K_{\text{máx}}$ apresenta formato em L para um dado valor fixo de da/dN e é considerada como um mapa de fadiga, representando a relação de duas forças motrizes necessárias para o crescimento da trinca.

Sadananda^[14] propôs que o mapa de trajetórias, obtido a partir dos mapas de fadiga (curvas em L), reflete os mecanismos governantes no crescimento da trinca, de maneira que mudanças na trajetória correspondem a mudanças na taxa desses mecanismos governantes. Além disso, desvios de uma forma em L perfeita estão associados com a ocorrência de efeitos adicionais, tal como efeitos ambientais.

O presente trabalho tem por objetivo avaliar os efeitos da pré-deformação longitudinal e transversal no comportamento de trincas com orientação TL em chapas finas da liga Al 2524T3. Resultados para trincas com orientação LT já foram apresentadas em um trabalho anterior.^[15] Os modelos bi-paramétricos potencial e exponencial são empregados na descrição dos efeitos de R . Mapas de trajetória de trincas, conforme proposto por Sadananda,^[14] são empregados na avaliação dos efeitos da pré-deformação.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1. Material

O material empregado neste trabalho é a liga Al 2524 T3, produzida pela ALCOA e fornecida pela EMBRAER na forma de chapas finas de espessura 2,5 mm. O material será avaliado em três diferentes condições: “conforme recebido” (CR), pré-deformado por estiramento no sentido longitudinal ao sentido de laminação (EL) e pré-deformado por estiramento no sentido transversal ao sentido de laminação (ET). Com a pré-deformação houve uma redução de espessura de 20%, assim as condições EL e ET apresentam espessura 2,0 mm. A Tabela 1 mostra a composição química da liga Al 2524 T3.

Ensaio de tração foram conduzidos no sentido transversal de acordo com a norma ASTM E8.^[16] Os resultados são mostrados na Tabela 2. Observa-se que houve um aumento do limite de escoamento para ambas as condições estiradas. O limite de resistência diminuiu com a pré-deformação para ambas as condições, o

que pode estar relacionado com a aplicação de carga no sentido transversal a orientação dos grãos no material. O expoente de encruamento diminuiu após o estiramento para ambas as condições. Esse resultado está associado com o endurecimento sofrido pelo material durante o processo de pré-deformação.

Tabela 1 – Composição química da liga Al 2524T3.

Elemento de liga %	Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Ti	Si	Cr	Outros cada	Outros total
Composição chapa (2524)	4,0 - 4,5	1,2 - 1,6	0,45-0,90	0,15 máx.	0,12 máx.	0,10 máx.	0,06 máx.	0,05 máx.	0,05 máx.	0,15 máx.
Elemento de liga %	Fe + Si	Cu	Zn	Mn	Mg	V	Ti	Cr	Outros cada	Outros total
Composição clad (1230)	0,70 máx.	0,10 máx.	0,10 máx.	0,05 máx.	0,05 máx.	0,05 máx.	0,03 máx.	-	0,03 máx.	-

Tabela 2 – Propriedades mecânicas em tração da liga Al 2524T3. E módulo de Young, σ_{YS} limite de escoamento, σ_{TS} limite de resistência, n e k constantes de encruamento e ϵ deformação total.

Propriedades Mecânicas da liga Al 2524T3						
Condição	E (GPa)	σ_{YS} (MPa)	σ_{TS} (MPa)	n	k	ϵ (%)
CR	64,4	292,0	428,0	0,17	675,40	18
ET	63,8	317,2	417,0	0,14	624,34	19
EL	61,6	305,7	420,4	0,14	637,87	16

2.2 Caracterização Microestrutural

As microestruturas de todas as condições (CR, EL e ET) foram obtidas por microscopia óptica após preparação das amostras através de técnicas metalográficas convencionais. A Figura 1 mostra a microestrutura para a condição conforme recebido nas orientações longitudinal e transversal. Os grãos encontram-se alongados como consequência da deformação mecânica sofrida durante o processo de laminação a frio. As dimensões dos grãos encontram-se na faixa de 25-50 μ m de comprimento, 4-8 μ m de altura e 22-28 μ m de largura.

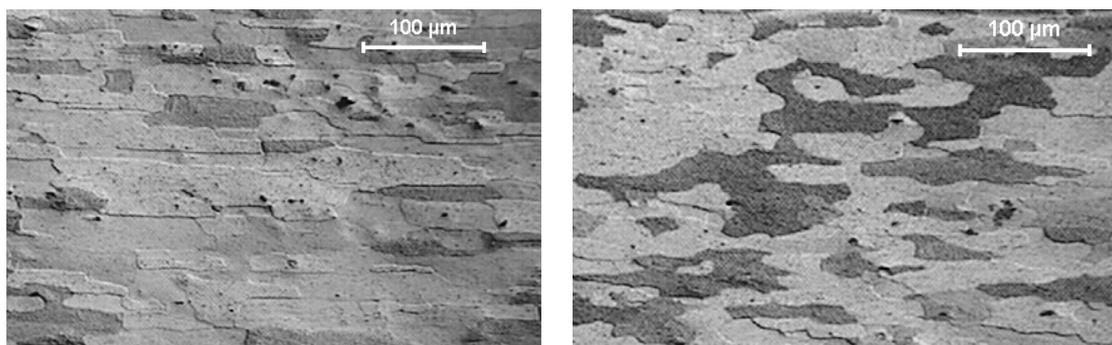


Figura 1: Micrografia Óptica para condição CR: (a) direção longitudinal; (b) direção transversal.

Características microestruturais finas como partículas de segunda fase, foram identificadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), conforme Figura 2. As partículas brancas são compostos intermetálicos que se formaram durante o processo de envelhecimento natural ao qual a liga é submetida. A região escura é o clad, um revestimento muito fino aplicado à superfície da chapa para melhorar a resistência à corrosão.

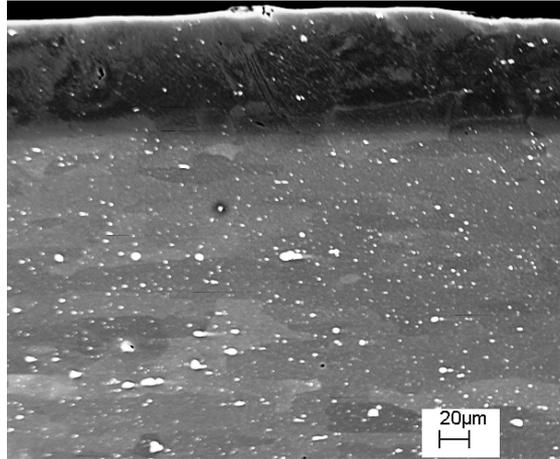


Figura 2: Micrografia obtida via MEV para condição CR.

Análises de EDS (*Energy dispersive spectrography*) revelaram que o clad é composto praticamente de alumínio puro e as partículas de segunda fase podem apresentar composições variadas.

2.3 Ensaio de Propagação de Trincas por Fadiga

Amostras do tipo M(T), com trinca na direção TL foram adotadas para este trabalho. As dimensões das amostras encontram-se na Figura 3. Os ensaios de propagação de trincas por fadiga foram conduzidos em uma máquina servo-hidráulica com amplitude de carregamento constante e três diferentes razões de tensão $R=0,1$; $0,3$ e $0,5$. Todos os ensaios foram realizados com frequência constante de 10Hz e carregamento com onda em forma senoidal. O comprimento da trinca foi medido pelo método da flexibilidade elástica. Todos os procedimentos estão em conformidade com a norma ASTM E-647.^[17]

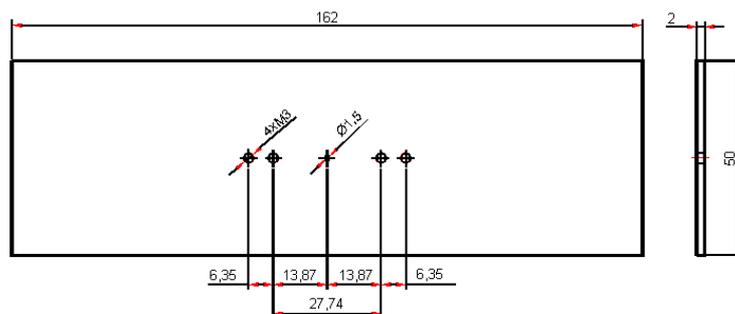


Figura 3: Dimensões da amostra utilizada no ensaio de propagação de trinca.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os pontos experimentais da d/dN versus ΔK nominal, para todas as condições de material e ensaio, estão plotados na Figura 4 em uma escala log-log.

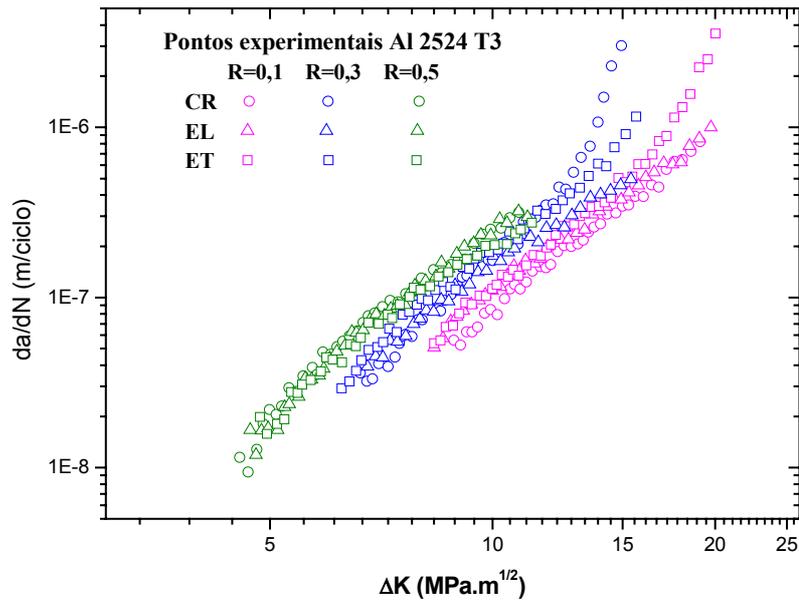


Figura 4: Pontos experimentais da liga Al 2524 T3 para as três condições de material e carregamento.

Observa-se para $R=0,1$ que as condições pré-deformadas EL e ET apresentam taxas levemente maiores de propagação de trinca, o que implica em uma piora no comportamento em fadiga após pré-deformação para essa condição de carregamento. Para $R=0,3$ e $0,5$ não é possível observar um efeito significativo da pré-deformação nesse tipo de representação da/dN versus ΔK . Fica evidente o efeito da razão de tensão R , ou seja, para um dado valor de ΔK , a taxa de crescimento da trinca da/dN aumenta com o aumento de R . Assim, os efeitos de R parecem ser mais significativos que os efeitos da pré-deformação.

3.1 Modelagem

O modelo exponencial bi-paramétrico representado pela equação (2) é o modelo adotado para este trabalho. Esse modelo descreve o crescimento de trincas por fadiga de um dado material em função de dois parâmetros de carregamento ΔK e R e é capaz de descrever os desvios de linearidade apresentados pelos dados experimentais.

A Figura 5 mostra as curvas geradas pelo modelo bi-paramétrico exponencial para a condição EL. Esses resultados serão comparados aos obtidos pelo modelo bi-paramétrico potencial definido pela equação (1) e representado na Figura 6.

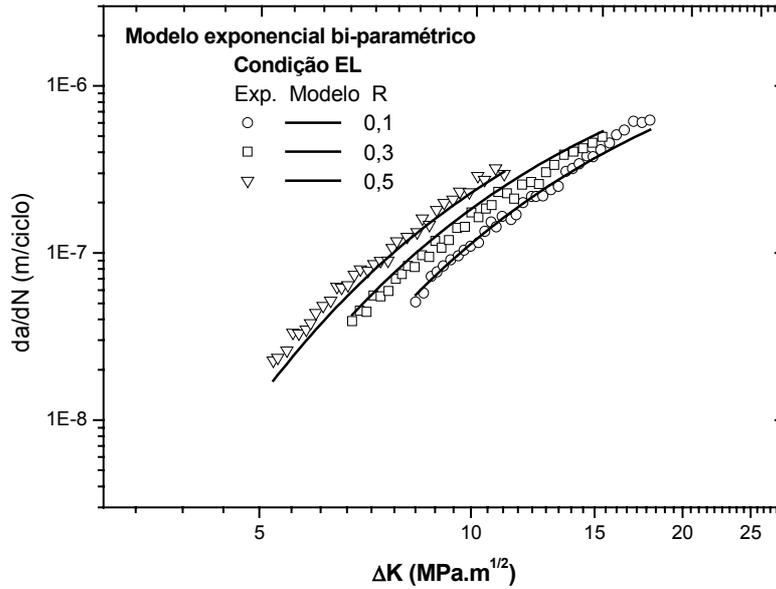


Figura 5: Curvas geradas pelo modelo bi-paramétrico exponencial condição EL.

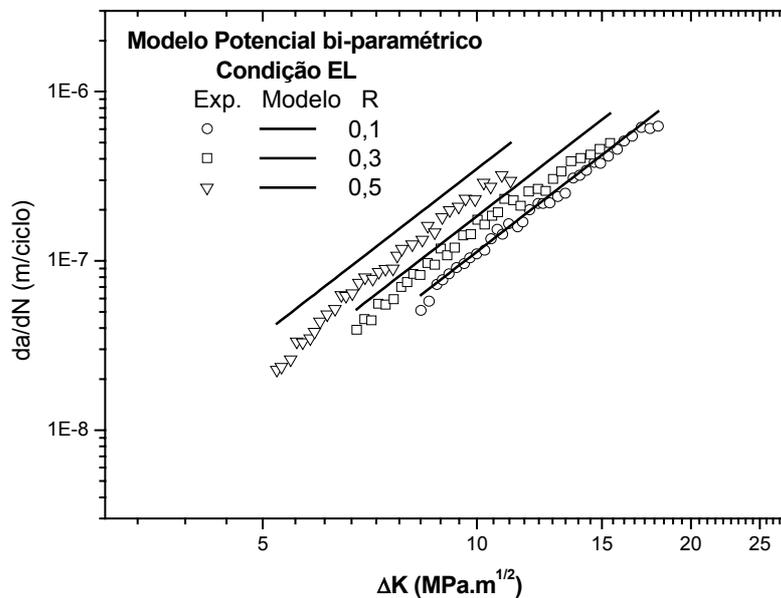


Figura 6: Curvas geradas pelo modelo bi-paramétrico potencial para condição EL.

A eficácia desses modelos em descrever o comportamento da liga Al 2524 é avaliada pelo critério da soma normalizada de resíduos, conforme mostrado pela equação (4), onde p se refere ao número de pontos em cada curva e “exp” e “mod” se referem aos pontos experimentais e gerados pelo modelo respectivamente. Os resíduos para todas as condições de material estão presentes na Tabela 3.

Tabela 3: Soma normalizada de resíduos.

Modelo	Condição	R=0,1	R=0,3	R=0,5
Bi-Paramétrico Exponencial	CR	0,00651	0,01674	0,04467
	EL	0,00676	0,02503	0,02079
	ET	0,01338	0,01093	0,05314
Bi-Paramétrico Potencial	CR	0,01029	0,02765	0,01374
	EL	0,00848	0,07613	0,27950
	ET	0,05347	0,12589	1,92712

$$Er = \sum_{i=1}^p \sqrt{\left(\frac{da/dN_{\text{exp}} - da/dN_{\text{mod}}}{da/dN_{\text{exp}}} \right)^2} / p \quad (4)$$

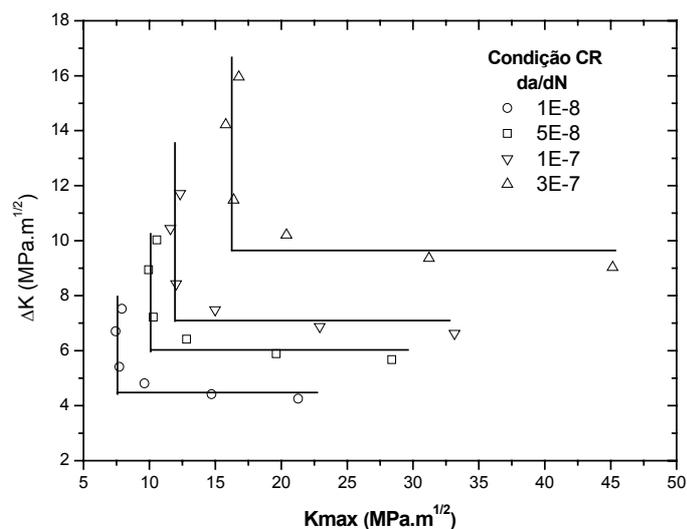
Observa-se que o modelo exponencial apresenta valores de resíduos menores para a maioria das condições de material. Esse fato também pode ser observado pelas Figuras 5 e 6, nas quais se observa um melhor ajuste dos pontos experimentais pelo modelo exponencial. Assim, pode-se dizer que o modelo bi-paramétrico exponencial fornece uma melhor descrição do crescimento de trincas por fadiga da liga Al 2524 e será adotado para a obtenção dos mapas de fadiga.

3.2 Mapas de Fadiga

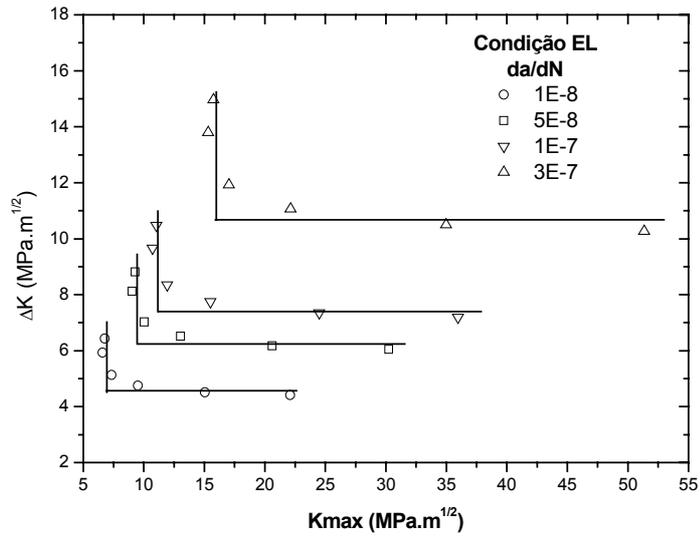
O modelo exponencial bi-paramétrico é o modelo mais adequado para descrever os dados de fadiga da liga Al 2524, por apresentar os menores valores de resíduo. Assim, esse modelo será utilizado para gerar os dados necessários na construção dos mapas de fadiga. Para diversos valores constantes de da/dN foram obtidos, através desse modelo, as respectivas combinações ΔK - $K_{\text{máx}}$. Cada par de valores ΔK - $K_{\text{máx}}$ foram plotados para cada da/dN selecionado, conforme mostrado na Figura 7 para cada condição de material.

Observa-se que, para cada valor de da/dN , os dados formam uma curva com formato em L, definindo dois valores limites ΔK e $K_{\text{máx}}$, chamados de valores limiares. Esses valores (ΔK - $K_{\text{máx}}$), representados pela “ponta” da curva em forma de L, são plotados em um novo gráfico para cada condição de material, dando origem aos mapas de trajetória mostrados na Figura 8.

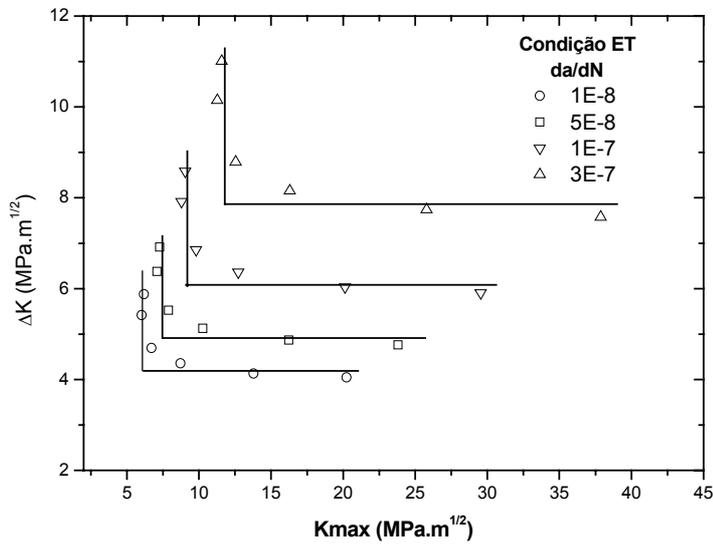
A linha de 45° representada na Figura 8, representa a condição $\Delta K = K_{\text{máx}}$ e é chamada linha de fadiga pura, sendo considerada uma linha de referência para quantificar os efeitos do ambiente.^[14] Pode-se observar que os dados para as condições EL e ET encontram-se sobre a mesma trajetória, enquanto que os dados para a condição CR refletem uma contribuição mais pronunciada de $K_{\text{máx}}$ para o crescimento da trinca.



(a)



(b)



(c)

Figura 7: Curvas ΔK - $K_{\text{máx}}$ para valores fixos de da/dN (a) CR; (b) ET; (c) EL.

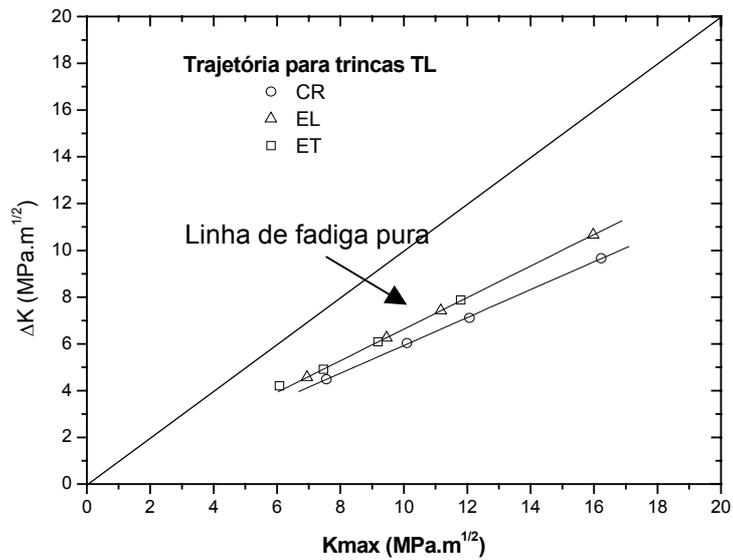


Figura 8: Mapa de trajetória de crescimento da trinca.

Para todas as condições de material observa-se que as curvas de trajetória divergem, a um ângulo constante, da linha de fadiga pura em direção ao eixo $K_{m\acute{a}x}$. O valor do ângulo é aproximadamente $30,8^\circ$ para a condição CR e $33,7^\circ$ para as condições EL e ET. Esses resultados mostram que a contribuição dos efeitos ambientais no crescimento da trinca aumentam com o aumento de da/dN . A influência desses efeitos no crescimento de trincas por fadiga tem sido investigada.^[18] A contribuição desses efeitos pode ser evitada conduzindo-se os ensaios de fadiga sob alto vácuo. Desvios da linha pura de fadiga correspondem a mudanças nos mecanismos de crescimento de trinca governantes. Resultados similares foram obtidos para a liga de alumínio Al 7475-T7, com ângulo de divergência de $26,6^\circ$ aproximadamente.^[14]

Uma vez que os dados para as condições EL e ET seguem a mesma trajetória, pode-se dizer que os mecanismos governantes que contribuem para o crescimento da trinca são os mesmos para o material estirado em ambos os sentidos, longitudinal e transversal. Por outro lado, os dados para a condição CR seguem uma trajetória diferente comparado com as condições EL e ET. Os desvios sofridos pela curva de trajetória para a condição CR, indicam que as trincas TL nessa condição de material são mais afetadas por $K_{m\acute{a}x}$ quando comparado com as condições pré-deformadas EL e ET. Esses resultados indicam que trincas TL no material pré-deformado são menos susceptíveis à ação dos efeitos ambientais quando comparados às trincas TL no material conforme recebido.

4 CONCLUSÕES

Os resultados experimentais apresentados mostraram que os efeitos de R são mais significativos quando comparados aos efeitos da pré-deformação na taxa de crescimento de trincas com orientação TL na liga Al 2524 T3.

O modelo exponencial bi-paramétrico apresentou menores resíduos que o modelo potencial bi-paramétrico, o que implica que esse modelo descreve melhor o comportamento em fadiga do material.

Observou-se nos mapas de trajetória de trinca que os mecanismos governantes que contribuem para o crescimento da trinca são os mesmos para ambas as condições estiradas, EL e ET uma vez que estas condições apresentam a mesma trajetória de crescimento de trinca. Entretanto, os desvios sofridos pela trajetória da condição CR indica que as trincas TL nessa condição de material são mais afetadas por $K_{m\acute{a}x}$ quando comparada às condições pré-deformadas, EL e ET.

REFERÊNCIAS

- 1 MOSINYI, B.R.; BAKUCKAS, J.G.; AWERBUCH, J.; LAU, A.C.; TAN, T.M. Experimental and analytical characterization of damage growth in fuselage structure during full-Scale fatigue testing. In: In: PROC. OF THE NINTH INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS, Atlanta, USA. Oxford: Elsevier, 9p. (em cd-rom), 2006.
- 2 WILLIAMS, J.C.; STARKE, J.E.A. Progress in structural materials for aerospace systems. **Acta Mater**, V.19, p.5775-99, 2003.
- 3 GOLDEN, P.J.; GRANDT Jr, A.F.; BRAY, G.H. A comparison of fatigue crack formation at holes in 2024-T3 and 2524-T3 aluminum alloy specimens. **International Journal of Fatigue**, V. 21, p.211-219, 1999.

- 4 IMARIGEON, J.P.; HOLT, R.T.; KOUL, A.K.; ZHAO, L.; WALLACE, W.; BEDDOES, J.C. Lightweight materials for aircraft applications. **Mater Charact**, V.35, p.41-67, 1997.
- 5 STARKE Jr, E.A.; STALEY, J.T. Application of modern aluminum alloys to aircraft. **Prog Aerospace Sci**, V.32, p.131-172, 1996.
- 6 AL-RUBAIE, K.S.; BARROSO, E.K.L.; GODEFROID, L.B. Fatigue crack growth analysis of pre strained 7475-T7351 aluminum alloy. **International Journal of Fatigue**, V.28, p. 129-139, 2006.
- 7 AL-RUBAIE, K.S.; DEL GRANDE, M.A.; TRAVESSA, D.N.; CARDOSO, K.R. Effect of the pre strain on fatigue life of 7050-T7451. **Material Science and Engineering**, V.464, p. 141-150, 2007.
- 8 PARIS, P.; ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. **J. Basic Engng, Trans. ASME**, p.528-534, 1963.
- 9 ELBER, W. The significance of fatigue crack closure. In: DAMAGE TOLERANCE IN AIRCRAFT STRUCTURES, ASTM STP 486, 1971, Philadelphia, USA, p.230-247.
- 10 SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A.K. Unified approach to fatigue crack growth. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON MECHANICAL BEHAVIOR OF MATERIALS, 8, 1999, Victoria, Canada. Proceedings, V.1.6, p.283-288.
- 11 BAPTISTA, C.A.R.P., ADIB, A.L.A., TORRES, M.A.S., Souza, R.C. Avaliação da Eficácia do Fechamento e do Parâmetro K^* na modelagem de Propagação de Trincas por Fadiga em Materiais Estruturais de Interesse Aeronáutico. In: 61º CONGRESSO ANUAL DA ABM, Rio de Janeiro, 2006.
- 12 ADIB, A.M.L.; BAPTISTA, C.A.R.P. An exponential equation of fatigue crack growth in titanium. **Materials Science and Engineering A**, V.452-453, p.321-325, 2007.
- 13 SWAIN, M.H.; EVERETT, R.A.; NEWMAN Jr., J.C.; PHILIPS, E.P. In: Short crack growth behavior in various aircraft materials, AGARD R-767, Ed. P.R. Edwards and J.C. Newman Jr., p.7.1-7.30, 1990.
- 14 SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A.K. Crack tip driving forces and crack growth representation under fatigue. **International Journal of Fatigue**, v.26, p.39-47, 2004.
- 15 MADURO, L.P.; BAPTISTA, C.A.R.P.; SOUZA, R.C.; ADIB, A.M.L. Effects of pre-straining on the behavior of fatigue cracks in Al 2524T3 alloy. In: XVI CONGRESSO E EXPOSIÇÃO INTERNACIONAIS DA TECNOLOGIA DA MOBILIDADE, São Paulo, 2007.
- 16 ASTM E8, "Standard test methods for tension testing of metallic materials", Annual book of ASTM standards, ASTM; 2001
- 17 ASTM E647-95a, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.01, Metals – Mechanical Testing, p.557-593, 1997.
- 18 FONTE, M.; ROMEIRO, F.; FREITAS, M.; STANZL-TSCHEGG, S.E.; VASUDÉVAN, A.K. The effect of microstructure and environment on fatigue crack growth in 7049 aluminum alloy at negative stress ratio. **International Journal of Fatigue**, V.25, p.1209-1216, 2003.