

## Análise fractográfica da liga AA 7075-T6 submetida à fadiga na condição de tratamento RRA e nitretada a plasma

### Fractographic analysis of the AA 7075-T6 alloy subjected to fatigue in the RRA treatment condition and plasma nitride

Elisa Gombio Rocha<sup>1</sup>, Maria Gabriela Galvão Camarinha<sup>1</sup>, Danieli Aparecida Pereira Reis<sup>1</sup> 

<sup>1</sup>Universidade Federal de São Paulo, Instituto de Ciência e Tecnologia. Rua Talim, 330, 12231-280, São José dos Campos, SP, Brasil.

e-mail: elisa.gombio@unifesp.br, gabi.camarinha@gmail.com, danieli.reis@unifesp.br

#### RESUMO

Este trabalho avaliou o comportamento de fratura da liga de alumínio AA7075-T6 submetida a carregamento de fadiga. Ambos os corpos de prova entalhados e não entalhados foram submetidos a um tratamento térmico de *retrogression and re-aging* (RRA) e nitretação a plasma antes dos ensaios mecânicos. A nitretação a plasma, que tem sido um método escolhido para aumentar a dureza superficial e as resistências à fadiga, desgaste e corrosão de diversas ligas, foi realizada com tela ativa com fonte DC de 20 Hz e ciclo de trabalho de 40 Hz. O tratamento RRA, que é utilizado para aumentar a resistência e a dureza da liga de alumínio AA7075 e obter melhorias nos comportamentos de fadiga e corrosão, foi realizado a 200 °C por 20 minutos com resfriamento a água (resolubilização), seguido de 24 horas a 120 °C (reenvelhecimento). Os ensaios de fadiga axial de corpos de prova entalhados e não entalhados foram realizados com  $R = 0,1$ , frequência de 14 Hz, e em nível de tensão de 150 MPa para corpos de prova entalhados e 500 MPa para corpos de prova não entalhados. A fratura por fadiga foi então realizada via estereomicroscopia e microscopia eletrônica de varredura. Para os corpos de prova não entalhados, as condições AA7075-T6 e AA7075-RRA apresentaram características de fratura semelhantes, com boa definição dos três estágios de falha por fadiga; a condição nitretada AA7075 não apresentou evidência de fratura por fadiga típica. Os corpos de prova entalhados apresentaram fractografias semelhantes à condição de concentração de tensão severa, com marcas superficiais convexas à região de nucleação.

**Palavras-chave:** Fractografia; Fadiga; Nitretação a Plasma; RRA, 7075-T6.

#### ABSTRACT

This work assessed the fracture behavior of the AA7075-T6 aluminum alloy subjected to fatigue loading. Both the notched and unnotched specimens underwent a retrogression heat treatment and re-aging (RRA) and plasma nitriding before the mechanical tests. Plasma nitriding, which has been a method chosen to increase the surface hardness and the fatigue, wear and corrosion resistances of various alloys was carried out with an active screen with a 20 Hz DC source and a 40 Hz duty cycle. The RRA treatment, which is used to increase the strength and hardness of AA7075 aluminum alloy and obtain improvements in the fatigue and corrosion behaviors, was performed at 200 °C for 20 minutes with water cooling (resolubilization), followed by 24 hours at 120 °C (re-aging). The axial fatigue tests of notched and unnotched specimens were carried out with  $R = 0.1$ , frequency of 14 Hz, and at stress level of 150 MPa for notched specimens, and 500 MPa for unnotched specimens. The fatigue fracture was then performed via stereomicroscopy and scanning electron microscopy. For the unnotched specimens, AA7075-T6 and AA7075-RRA conditions presented similar fracture features, with good definition of the three stages of fatigue failure; the AA7075 nitrided condition presented no evidence of typical fatigue fracture. The notched specimens presented fractographies similar to the severe stress concentration condition, with surface marks convex to the nucleation region.

**Keywords:** Fractography; Fatigue; Plasma Nitriding; RRA; 7075-T6.

### 1. INTRODUÇÃO

A liga de alumínio 7075 encontrou sua principal aplicação na fabricação de peças e componentes para aviões, uma vez que as ligas da série 7XXX atingem níveis de resistência mecânica elevados se comparadas com as demais ligas de alumínio. Os elevados valores de resistência obtidos em ligas do sistema Al-Zn-Mg (série 7XXX) são conhecidos desde a década de 1920. Entretanto, tais ligas são caracterizadas pela baixa resistência à corrosão sob tensão e baixa dureza superficial (fator de grande relevância para vida em fadiga) [1]. A nitretação seria uma alternativa uma vez que é esperado uma melhoria nas propriedades tribológicas e em corrosão [2]. Uma vez que o tratamento superficial de nitretação gerou resultados muito positivos em outros materiais, como é o caso da liga Ti-6Al-4V e o aço inoxidável duplex, seria justificável um estudo do efeito da nitretação a plasma da liga de alumínio 7075 para melhoria do comportamento em fadiga e corrosão [3]. Propriedades interessantes do nitreto de alumínio (AlN), tal como elevada dureza, e resistência ao desgaste, bem como uma melhor resistência à corrosão química, condutividade térmica elevada (comparáveis ao Al) e resistividade elétrica são muito atraentes para aplicações tecnológicas avançadas [1]. Outra alternativa seria o tratamento térmico RRA que é considerado um dos mais importantes tratamentos térmicos para aumentar a resistência mecânica e à corrosão sob tensão em alumínio e suas ligas juntamente ao tratamento de envelhecimento artificial T6 [4].

A presença de um concentrador de tensão ou entalhe em um componente mecânico geralmente diminui a vida em fadiga, uma vez que cria regiões próximas a ponta da trinca com estados triaxiais de tensões, o que restringe a deformação plástica, ou seja, tende a fragilizar o material [5–7]. Por essas razões torna-se importante o estudo do efeito desses tratamentos térmicos no comportamento em fadiga e em corrosão da liga de alumínio 7075. A importância e o valor da análise de falhas para segurança, confiabilidade, desempenho e economia estão bem documentados [8–21]. Por isso justifica-se a importância da análise da superfície de fratura e dos mecanismos de fratura da liga de alumínio 7075 após ensaio de fadiga em cdps com e sem entalhe, submetidos aos tratamentos térmicos T6 e RRA e ao tratamento superficial de nitretação a plasma a fim de caracterizar os possíveis mecanismos de fratura atuantes por fadiga.

### 2. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Para a confecção dos corpos de prova (cdps), foi utilizada a liga de alumínio 7075 – T6, recebida na forma de barras cilíndricas com diâmetro de 15,88 mm já obtidas na condição T6. Os corpos de prova mostrados na Figura 1 foram confeccionados em torno mecânico convencional.

As amostras para tratamento térmico RRA foram encapsuladas em tubo de quartzo em atmosfera de argônio. A condição de tratamento térmico foi determinada com base nos estudos pesquisadores NING *et al.* [9], que analisaram o aumento da dureza com o tempo de ressolubilização e re-envelhecimento para a liga AA7075-T6. A condição de tratamento escolhida foi 200 °C por 20 minutos com resfriamento em água (ressolubilização), seguido por 24 horas a 120 °C (re-envelhecimento) foi realizado em forno Mufla.

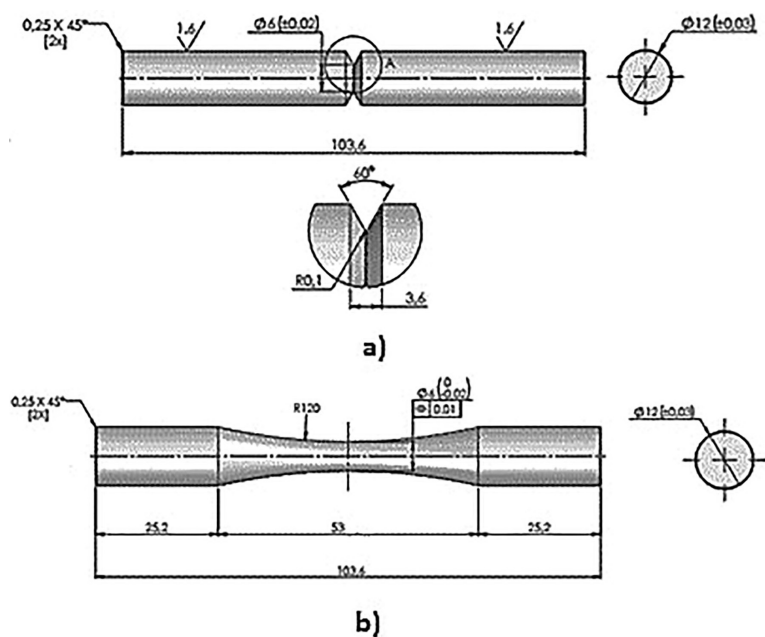


Figura 1: Dimensões em milímetros do corpo de prova de fadiga a) com entalhe b) sem entalhe. Fonte: CAMARINHA [8].

O processo de nitretação a plasma foi realizado em amostra da liga AA7075-T6 por técnica de nitretação plasma com tela ativa com fonte DC de 20 Hz e ciclo de trabalho 40 Hz, conforme esquematizado na Figura 2.

Inicialmente realizou-se vácuo na câmara de nitretação até atingir a pressão de  $5 \times 10^3$  Torr e assim manteve por 10 min. O processo de aquecimento foi realizado em atmosfera de Ar e N<sub>2</sub> com proporção de 1:1 e fluxo de 18 sccm até atingir a temperatura de 400 °C. Um pré-tratamento de pulverização catódica (sputtering) foi realizado após o aquecimento, manteve-se o fluxo e proporção de Ar e N<sub>2</sub> durante 30 min a 400 °C. Após o sputtering iniciou-se o processo de nitretação propriamente dito. Ele foi conduzido de modo a manter constante a relação de fluxo de gases de 4:1 entre N<sub>2</sub> e H<sub>2</sub> (40 sccm: 10 sccm). Durante o processo de nitretação a câmara foi mantida a uma temperatura média de 400 °C e pressão média 0,4 Torr por 3,5 horas. Depois do processo de nitretação as amostras foram resfriadas à vácuo em fluxo de gás nitrogênio. A análise de perfilometria foi realizada, a fim de determinar a rugosidade média (Ra), em um perfilômetro mecânico.

Os ensaios de fadiga foram conduzidos em um equipamento servo-hidráulico MTS em condições trativas (razão de tensão – R = 0,1). A frequência dos ensaios foi fixada em 14 Hz, frequência a qual o ensaio se manteve mais estável. Foram empregados em torno de 12 corpos de prova para cada condição a fim de determinação das curvas S/N, sendo que para cada nível de tensão aplicada foram realizadas 3 réplicas. As escolhas das tensões utilizadas foram determinadas abaixo do limite de escoamento ( $\sigma_e$ ) e o número de ciclos desejados, na faixa de  $10^4 - 10^6$  ciclos [8].

O fator de concentração de tensão para fadiga ( $K_f$ ) é obtido através da relação entre a resistência a fadiga, para um determinado número de ciclos, do material não entalhado ( $\sigma_{fu}$ ) e a resistência a fadiga do material entalhado ( $\sigma_{fe}$ ), como o mostrado na Equação 1. O fator de concentração de tensão em fadiga possui um papel muito importante na estimativa da vida em fadiga e da resistência à fadiga das estruturas [6].

$$K_f = \frac{\sigma_{fu}}{\sigma_{fe}}$$

A caracterização fractográfica foi realizada pela técnica de estereomicroscopia e a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ambas as técnicas se complementam e são ferramentas valiosas para a análise da superfície de fratura e compreensão dos seus mecanismos de fratura. As imagens no estereomicroscópio foram observadas em três dimensões e proporcionam uma boa noção da superfície de fratura em baixa ampliação (análise macroscópica). Já as imagens no MEV foram obtidas por elétrons secundários, cujo principal mecanismo de contraste está relacionado às diferenças na topografia da superfície da amostra.

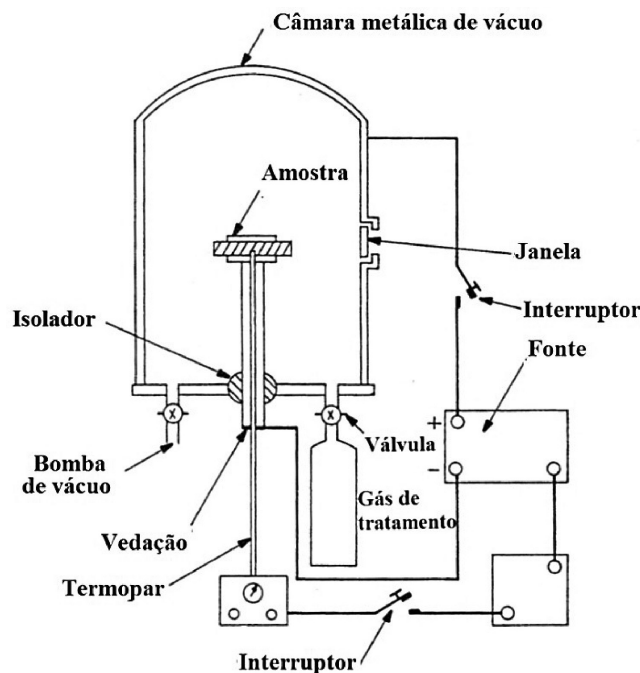


Figura 2: Desenho Esquemático do reator a plasma. Fonte: Adaptado de ROTH [10].

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados das análises via perfilometria do substrato não tratado (AA7075-T6) e da condição nitretada, para a caracterização da camada de AlN quanto a rugosidade, estão apresentados na Tabela 1, juntamente com a rugosidade média respectiva e desvio padrão.

Na Tabela 2 encontram-se os resultados da vida em fadiga dos corpos de prova com e sem entalhe das diferentes condições de tratamento aplicados.

A vida em fadiga das condições AA7075-T6 e AA7075-RRA sem entalhe foram praticamente a mesma, o que era esperado uma vez que o tratamento RRA praticamente não alterou a dureza e o limite de resistência a tração da liga [8]. Já para a condição AA7075-Nitretada sem entalhe, a vida em fadiga foi bem abaixo das duas condições anteriores. Este fato pode ser explicado devido ao aumento da rugosidade superficial da condição nitretada de 8 vezes se comparada com as condições não nitretadas (Tabela 1), o que pode ter contribuído com a nucleação de trinca em vários pontos da superfície e conseqüentemente na baixa vida em fadiga desta condição. Além disso, o processo de nitretação a plasma causou uma diminuição na dureza de 55% [8].

No caso das condições com entalhe, a vida em fadiga foi maior na condição AA7075- Nitretada. A condição que apresentou os menores valores de  $K_f$  (fator de concentração de tensão para fadiga) foi a condição nitretada conforme mostrado na Tabela 3. Os valores de tensão máxima utilizados para o cálculo de  $K_f$  estão mostrados na Tabela 4. O tratamento de nitretação aumentou a ductilidade e tenacidade da matriz o que resulta maior tolerância ao dano e, conseqüentemente, numa menor sensibilidade ao entalhe [8]. As condições AA7075-T6 e AA7075-RRA com entalhe apresentaram valores próximos, sendo que a condição T6 apresentou valores de  $K_f$  um pouco maiores (Tabela 3). Os valores similares estão relacionados a microestrutura muito similar de ambas as condições.

Nas fractografias das condições AA7075-T6 e AA7075-RRA sem entalhe, via estereomicroscópio, foi possível identificar os três estágios típicos da fratura por fadiga: nucleação de trinca, propagação de trinca e fratura final, conforme apresentado na Figura 3. Um único ponto de nucleação de trinca pode ser identificado na superfície de fratura dessas condições. Na etapa de propagação de trinca, é possível identificar uma superfície de fratura brilhante e perpendicular à direção de carga. Já a superfície de fratura final (por sobrecarga) apresentou aspecto fibroso com textura fosca.

**Tabela 1:** Rugosidade superficial do substrato não tratado (AA7075-T6) e da condição AA7075 – nitretada.  
Fonte: CAMARINHA [8].

RUGOSIDADE (Ra) (µm)				
CONDIÇÃO	MEDIDA			
	1	2	3	MÉDIA
Substrato AA7075-T6	0,09	0,08	0,07	0,08 ± 0,01
AA7075 – Nitretada	0,56	0,61	1,0	0,72 ± 0,24

**Tabela 2:** Resultados de vida em fadiga dos corpos de prova com e sem entalhe (valores médios de 3 réplicas).

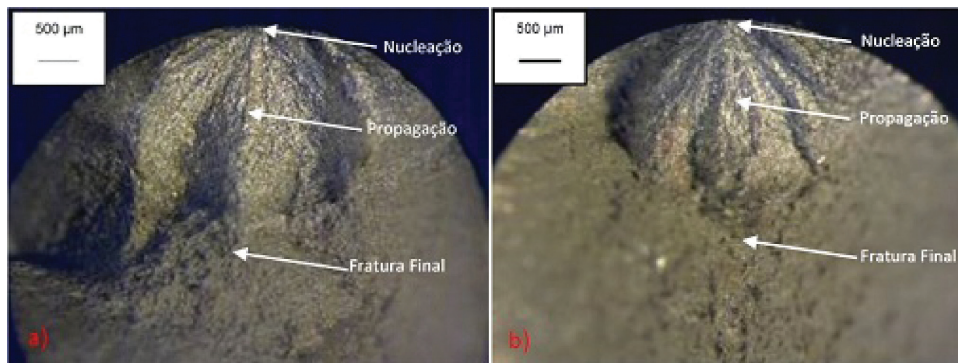
SEM ENTALHE – 500 MPa		
AA7075-T6	AA7075 – RRA	AA7075 – Nitretada
56.772 ciclos	51.495 ciclos	47 ciclos
COM ENTALHE – 150 MPa		
AA7075-T6	AA7075 – RRA	AA7075 – Nitretada
14.011 ciclos	12.729 ciclos	24.809 ciclos

**Tabela 3:** Valores do coeficiente de concentração de tensão em fadiga  $K_f$  para as condições AA7075 T6, RRA e nitretada.

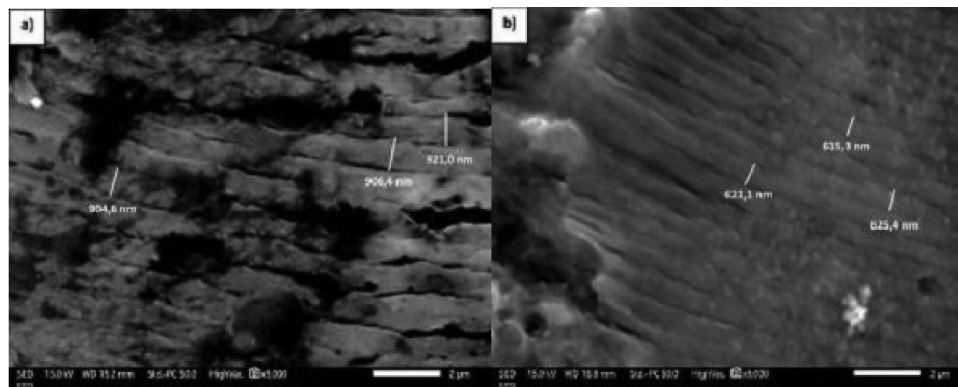
AA7075 – T6		AA7075 – RRA		AA7075 – NITRETADA	
Vida	$K_f$	Vida	$K_f$	Vida	$K_f$
10 <sup>4</sup>	3,59	10 <sup>4</sup>	3,58	10 <sup>4</sup>	1,93
10 <sup>5</sup>	4,80	10 <sup>5</sup>	4,34	10 <sup>5</sup>	2,12

**Tabela 4:** Tensões máximas utilizadas para o cálculo de  $K_f$  para as condições AA7075 T6, RRA e nitretada.

AA7075 – T6		AA7075 – RRA		AA7075 – NITRETADA	
VIDA	TENSÃO (MPa)	VIDA	TENSÃO (MPa)	VIDA	TENSÃO (MPa)
<b>CORPOS DE PROVA LISOS</b>					
10 <sup>4</sup>	539,48	10 <sup>4</sup>	540,55	10 <sup>4</sup>	313,55
10 <sup>5</sup>	475,57	10 <sup>5</sup>	465,83	10 <sup>5</sup>	229,96
<b>CORPOS DE PROVA ENTALHADOS</b>					
10 <sup>4</sup>	150,47	10 <sup>4</sup>	150,87	10 <sup>4</sup>	162,36
10 <sup>5</sup>	99,07	10 <sup>5</sup>	107,40	10 <sup>5</sup>	108,66



**Figura 3:** Fractografias via estereomicroscópio evidenciando os três estágios típicos da fratura por fadiga dos cdps sem entalhe ensaiados com  $\sigma_{m\acute{a}x}$  de 500 MPa nas condições (a) AA7075-T6 e (b) AA7075-RRA.



**Figura 4:** Fractografia via MEV evidenciando as estrias encontradas no estágio de propagação de trinca dos cdps sem entalhe ensaiados com  $\sigma_{m\acute{a}x}$  de 500 MPa nas condições (a) AA7075-T6 e (b) AA7075-RRA.

No estágio de propagação de trinca, foram encontradas as estrias de fadiga. Cada estria representa o avanço de uma frente de trinca durante um único ciclo de aplicação da carga. A taxa de deformação, ou taxa de propagação de trinca que define a largura das estrias [11]. A Figura 4 mostra as estrias encontradas na região de propagação de trinca das condições AA7075-T6 e AA7075-RRA sem entalhe, via microscopia eletrônica de varredura.

A Tabela 5 mostra um comparativo entre as condições AA7075-T6 e AA7075-RRA sem entalhe quanto a distância da região em que foram encontradas as estrias até o ponto de início de trinca e o espaçamento médio de estrias encontrado nesta região.

Foi possível observar que para a condição AA7075-T6 sem entalhe o espaçamento de estrias era maior quanto mais distante do início de trinca estava a região de análise. Muitos estudos têm demonstrado que o espaçamento de estrias é função da tensão aplicada; ou seja, o espaçamento aumenta com a carga e o comprimento de trinca [11] e outros estudos mostraram que existe uma relação entre o espaçamento de estria e a faixa do fator de intensidade de tensão K [12]. No estágio inicial de crescimento, existe uma faixa crítica

**Tabela 5:** Distância da fratura final versus espaçamento médio de estrias das condições AA7075-T6, AA7075-RRA e AA7075-Nitretada sem entalhe.

SEM ENTALHE – 500 MPa			
AA7075-T6		AA7075 – RRA	
DISTÂNCIA DO INÍCIO DE TRINCA (mm)	ESPAÇAMENTO MÉDIO DE ESTRIAS (nm)	DISTÂNCIA DO INÍCIO DE TRINCA (mm)	ESPAÇAMENTO MÉDIO DE ESTRIAS (nm)
0,49	297,40	0,48	530,40
0,85	745,86	0,91	637,56
1,96	2097,00	1,86	560,33



**Figura 5:** Fractografia via estereomicroscópio evidenciando toda a seção transversal do cdp sem entalhe ensaiado com  $\sigma_{\text{máx}}$  de 500 MPa na condição AA7075-Nitretada.

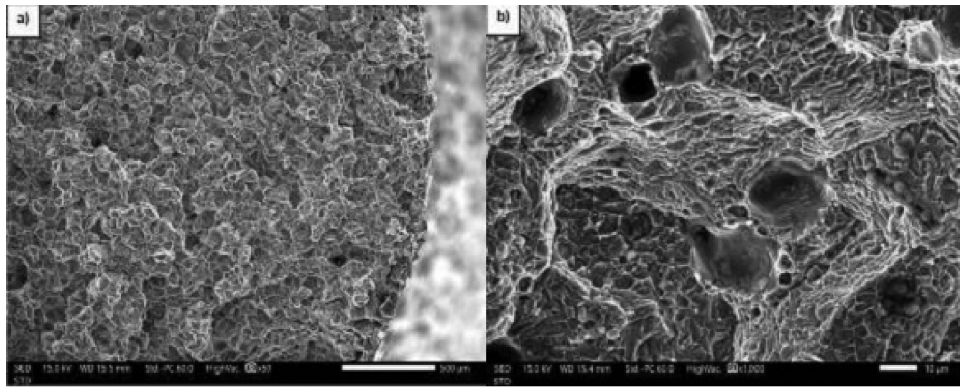
de intensidade de tensão,  $K_{I0}$ , necessária para o crescimento de trincas. Uma vez que este valor limite tenha sido excedido, a taxa de crescimento de trincas  $da/dN$  aumenta rapidamente com o aumento de  $K$  até que uma condição de estado estacionário seja obtida. Neste segundo estágio de crescimento de trinca, a relação de Paris é seguida [13]. Portanto, a taxa de propagação de trincas e a intensidade de tensão podem ser estimadas por meio da medição do espaçamento de estrias [11].

Já para a condição AA7075-RRA sem entalhe foi possível observar uma estabilidade no espaçamento de estrias independente da distância do início de trinca. Sugerindo que a taxa de propagação de trinca  $da/dN$  manteve-se praticamente constante durante o estágio de propagação de trinca para essa condição de tratamento térmico. Este comportamento pode estar relacionado a maior heterogeneidade na microestrutura dos contornos de grão [14], que apresenta maiores precipitados da fase  $\eta$  e maior ZLP (zona livre de precipitados), o que pode também ocasionar uma redução da tenacidade a fratura [15].

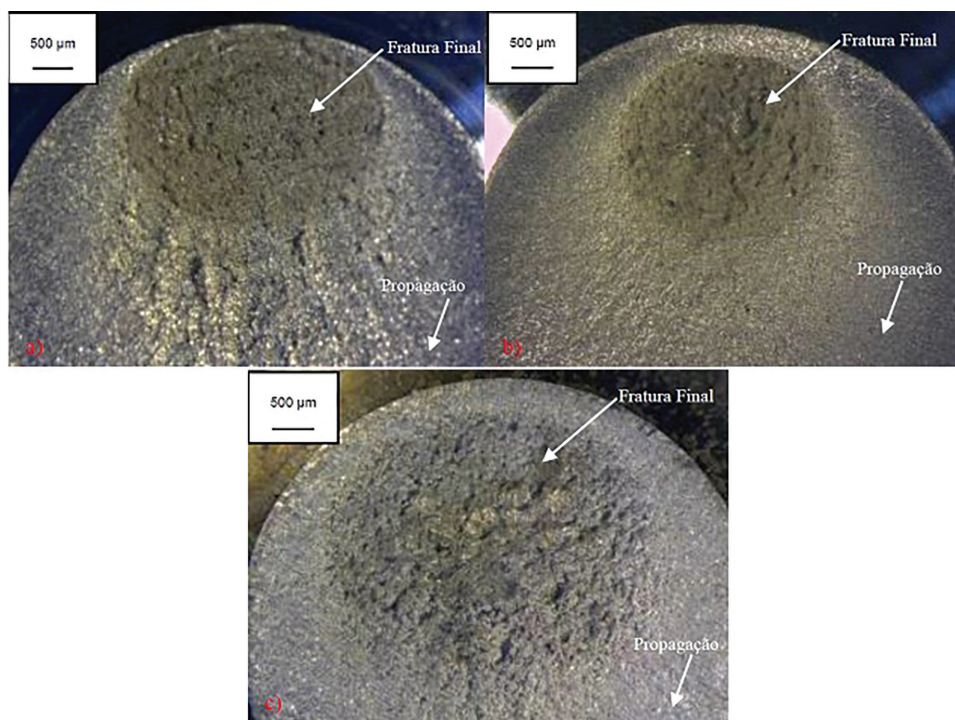
A condição nitretada sem entalhe não apresentou fractografia típica de fratura por fadiga. Não foi possível identificar claramente os três estágios típicos da fratura por fadiga: nucleação de trinca, propagação de trinca e fratura final (Figura 5). Praticamente toda a área da seção transversal pode ser considerada como a fratura final. A superfície da fratura final apresentou aspecto rugoso, granuloso, claro e com um pouco de brilho características de fratura frágil.

A condição AA7075-Nitretada sem entalhe apresentou possíveis evidências de uma fratura intergranular. A elevada temperatura durante o processo de nitretação dissolveu os precipitados endurecedores, o que resultou numa queda brusca na dureza da matriz [8]. Este fato pode ter gerado uma fragilização dos contornos de grão e favorecido uma fratura do tipo intergranular (Figura 6a).

A fratura intergranular, também conhecida como separação de contorno do grão ou ruptura decoesiva, é caracterizada por uma aparência de facetada [11]. Esta aparência facetada pode ser identificada na Figura 6a, e na Figura 6b é possível identificar os *dimples*, que são o resultado do coalescimento dos microvóides. Essas pequenas zonas de coalescimento de microvóides podem ser observadas nas facetas ou interfaces dos grãos na fratura intergranular [11].



**Figura 6:** Fractografia via MEV do cdp AA7075-Nitretada sem entalhe ensaiados com  $\sigma_{\text{máx}}$  de 500 MPa (a) menor magnificação evidenciando fratura frágil intergranular (b) maior magnificação evidenciando a presença de *dimples*.



**Figura 7:** Fractografia via estereomicroscópio evidenciando o estágio de propagação de trinca e fratura final dos cdp com entalhe ensaiados com  $\sigma_{\text{máx}}$  de 150 MPa (a) AA7075-T6, (b) AA7075-RRA e (c) AA7075-Nitretada.

Fraturas frágeis macroscópicas também podem ocorrer quando a deformação plástica é limitada a um pequeno volume de material e não visível em macroescala, enquanto o processo de fratura ainda é considerado como coalescência de microvazios. Este é o caso quando o mecanismo de fratura dúctil de coalescência de microvazios ocorre preferencialmente na região adjacente limitada ao contorno de grão, resultando em superfície de fratura intergranular com presença de *dimples* [16].

Microscopicamente, não foi possível identificar estrias no cdp AA7075-Nit sem entalhe. Conforme a ASM [11], a ausência de estrias não prova que a falha não foi devido à fadiga, pois embora a presença de estrias estabeleça a fadiga como modo de falha, sua ausência não elimina a fadiga como possibilidade.

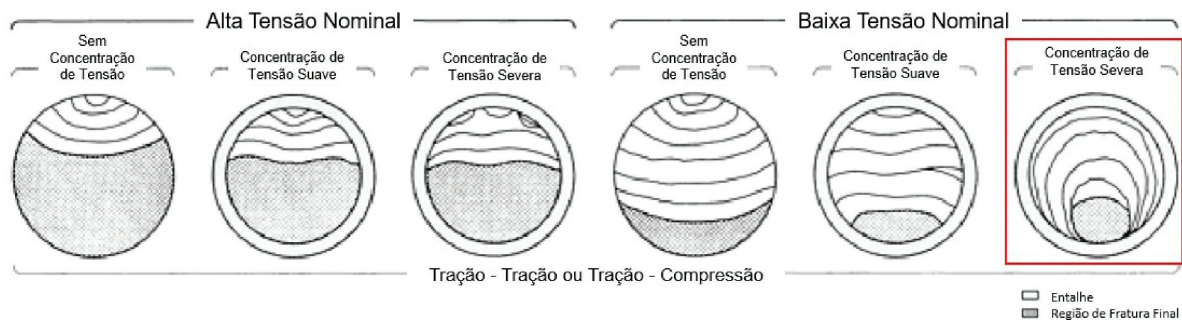
Nas fractografias obtidas via estereomicroscópio das condições AA7075-T6, AA7075-RRA e AA7075-Nitretada com entalhe foi possível identificar os três estágios típicos da fratura por fadiga: nucleação de trinca, propagação de trinca e fratura final. A menor área da seção transversal é definida pela fratura final. A superfície da fratura final apresentou aspecto fibroso e textura fosca escura que são características comuns para fratura por sobrecarga. Na etapa de propagação de trinca é possível identificar uma superfície de fratura lisa e brilhante perpendicular à direção de carga. Essas duas regiões encontram-se evidenciadas na Figura 7.

O padrão de fractografia encontrado nas condições com entalhe coincidem com o padrão encontrado na literatura para situações de fractografias com entalhe, tipo de carregamento tensão-tensão, baixa tensão nominal e concentração de tensão severa [17], conforme destacado na Figura 8.

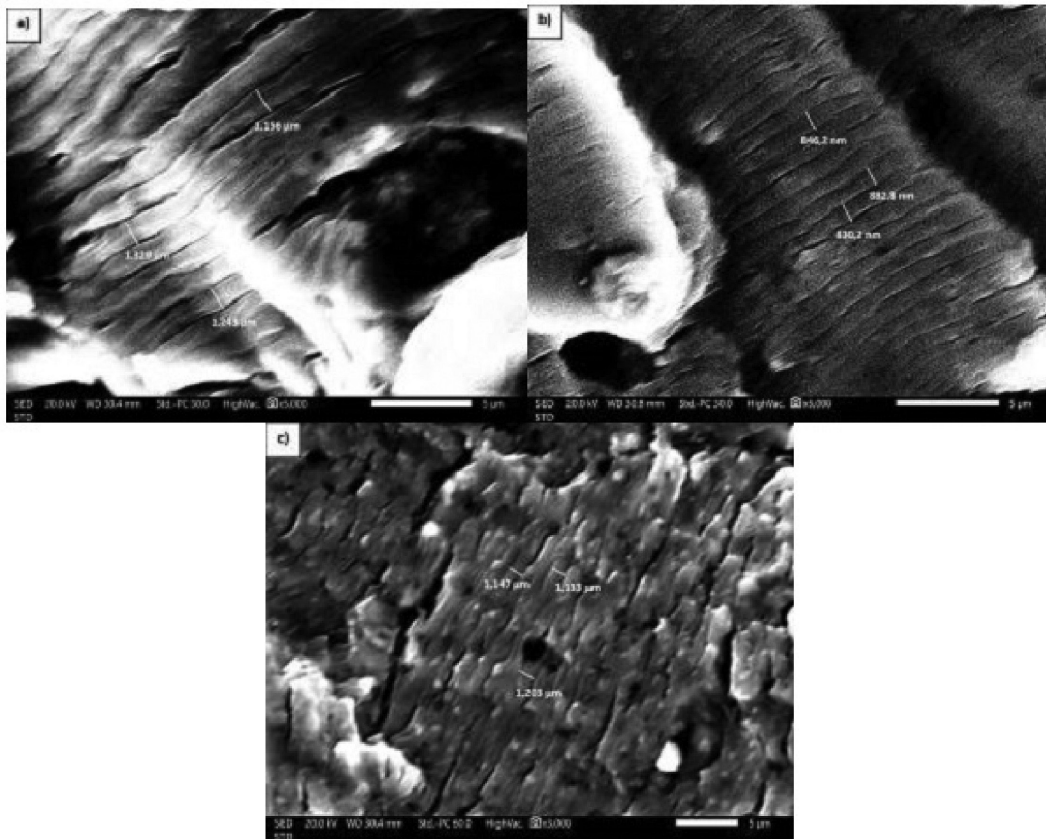
Microscopicamente, foram encontradas as estrias de fadiga na região de propagação de trinca das condições AA7075-T6, AA7075-RRA e AA7075-Nitretada com entalhe conforme apresentado na Figura 9.

Uma evidência que corrobora com o padrão de fractografia encontrado foi o espaçamento médio de estrias versus a distância da região em que foram encontradas as estrias até a fratura final presente na Tabela 6. Esta tabela mostra uma tendência de aumento do espaçamento médio de estrias quanto mais próximo da região de fratura final nas condições AA7075-T6 e AA7075-RRA.

Macroscopicamente, não foram observadas marcas de praia nos cdps AA7075-T6, AA7075-RRA e AA7075-Nitretada com e sem entalhe. Isto se deve ao fato de que corpos de prova de teste de fadiga de laboratório



**Figura 8:** Representação esquemática de marcas de superfície de fratura por fadiga produzidas em componentes lisos e entalhados com seções transversais circulares sob várias condições de carregamento. Fonte: Adaptado de ASM [11].



**Figura 9:** Fractografia via MEV evidenciando as estrias encontradas no estágio de propagação de trinca dos cdps com entalhe ensaiados com  $\sigma_{\max}$  de 150 MPa nas condições (a) AA7075-T6, (b) AA7075-RRA e (c) AA7075-Nitretada.



**Tabela 6:** Distância da fratura final versus espaçamento médio de estrias das condições AA7075-T6, AA7075-RRA e AA7075-Nitretada com entalhe.

COM ENTALHE – 150 MPa					
AA7075-T6		AA7075 – RRA		AA7075 – NITRETADA	
DISTÂNCIA DA FRATURA FINAL (mm)	ESPAÇAMENTO MÉDIO DE ESTRIAS (nm)	DISTÂNCIA DA FRATURA FINAL (mm)	ESPAÇAMENTO MÉDIO DE ESTRIAS (nm)	DISTÂNCIA DA FRATURA FINAL (mm)	ESPAÇAMENTO MÉDIO DE ESTRIAS (nm)
2,67	2162,67	0,39	1177,00	3,62	1366,33
2,69	1268,75	1,30	1185,67	4,84	1620,00
3,40	1064,67	3,72	853,07	4,94	1281,00

não exibem marcas de praia, independentemente do material, a menos que o teste seja deliberadamente controlado para fazê-lo, por exemplo, usando blocos de carga com cargas amplamente variadas. Em um teste de laboratório realizado com carregamento cíclico constante em um ambiente seco, não há oportunidade para a formação de marca de praia [11]. Também não foram encontradas marcas de catraca nas superfícies de fratura analisadas. A presença das marcas de catraca na superfície de fratura de cdps laboratoriais também não é esperada.

#### 4. CONCLUSÕES

De acordo com os resultados obtidos neste trabalho pode-se concluir:

- Macroscopicamente, a região de propagação de trinca apresentou superfície de fratura lisa e brilhante perpendicular à direção de carga e a região de fratura final apresentou aspecto fibroso com textura fosca. Não foram encontradas marcas de praia e marcas de catraca nas amostras analisadas.
- Microscopicamente, foi possível encontrar e mensurar estrias de fadiga em todas as amostras analisadas com e sem entalhe, com exceção da condição AA7075-Nitretada sem entalhe.
- As condições AA7075-T6 e a AA7075-RRA sem entalhe apresentaram fractografias similares, com boas definições dos 3 estágios característicos de fadiga. Isto se deve ao fato de que o tratamento RRA causou pouca alteração na microestrutura se comparada com a condição T6.
- A condição AA7075 nitretada e submetida à fadiga com tensão de 500 MPa sem entalhe não apresentou evidências de fratura por fadiga, sendo possível identificar uma fratura do tipo intergranular com presença de *dimples*. Este comportamento pode ser explicado pelo fato de que esta condição teve o pior comportamento em fadiga para corpos de prova sem entalhe. Isso pode ter ocorrido devido à redução de 55% da dureza e ao aumento de 8 vezes na rugosidade superficial.
- As condições AA7075-T6, AA7075-RRA e AA7075-Nitretada com entalhe apresentaram fractografias similares à condição de concentração de tensão severa encontrada na literatura, com a presença de marcas de superfície de fratura por fadiga convexas à região de nucleação.

#### 5. AGRADECIMENTOS

Esta pesquisa recebeu o suporte da Embraer SA, que disponibilizou o laboratório metalográfico para realização das análises microscópicas. À FINEP e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq (Proc. n° 408479/2022-1) pelo apoio financeiro.

#### 6. BIBLIOGRAFIA

- [1] MORADSHAHI, M., TAVAKOLI, T., AMIRI, S., *et al.*, “Plasma nitriding of al alloys by dc glow discharge”, *Surface and Coatings Technology*, v. 201, n. 3–4, pp. 567–574, 2006. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.12.002>.
- [2] RENEVIER, R., CZERWIEC, T., BILLARD, A., *et al.*, “A way to decrease the nitriding temperature of aluminium: the low-pressure arc-assisted nitriding process”, *Surface and Coatings Technology*, v. 116–119, pp. 380–385, 1999. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0257-8972\(99\)00209-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00209-1).
- [3] OLIVEIRA, V.M.C.A., “*Estudo dos fenômenos da fluência, corrosão e oxidação isotérmica na liga Ti-6Al-4V submetida aos revestimentos de TiN e TiAlN depositados pela técnica de PVD assistida por plasma*”, Tese de D.Sc., USP, Lorena, 2014. doi: <http://dx.doi.org/10.11606/T.97.2014.tde-07112014-162226>.

- [4] NAEEM, H.T., MOHAMMED, K.S., “Retrogression and re-aging of aluminum alloys (AA 7075) containing nickel”, *Digest Journal of Nanomaterials and Biostructures*, v. 8, pp. 1621–1632, 2013.
- [5] DOWLING, E.M., *Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture and fatigue*, New Jersey, Prentice Hall, 1998.
- [6] WEIXING, Y., KAIQUAN, X., YI, G., “On the fatigue notch factor,  $K_f$ ”, *International Journal of Fatigue*, v. 17, n. 4, pp. 245–251, 1995. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123\(95\)93538-D](http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123(95)93538-D).
- [7] SILVA, A.M.B., “*Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA 6005 T6, AA 6063 T6 e AA 6351 T6*”, Tese de M.Sc., Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.
- [8] CAMARINHA, M.G.G., “*Estudo do comportamento em fadiga e corrosão da liga de alumínio 7075 submetida a diferentes tratamentos térmicos e nitretação a plasma*”, Tese de D.Sc., Universidade Federal de São Paulo, São José dos Campos, 2018.
- [9] NING, A., LIU, Z., PENG, B., *et al.*, “Redistribution and re-precipitation of solute atom during retrogression and reaging of Al-Zn-Mg-Cu alloys”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 17, n. 5, pp. 1005–1011, 2011. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(07\)60216-7](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(07)60216-7).
- [10] REECE ROTH, J., *Industrial plasma engineering: volume 2: applications to nonthermal plasma processing*, Philadelphia, Iop, 2001.
- [11] AMERICAN SOCIETY FOR MATERIALS, *International handbook, fractography*, 9 ed., Metals Park, ASM International, v. 12, 1987.
- [12] BATES, R.C., CLARK JUNIOR, W.G., “Fractography and fracture mechanics”, *Transactions of the American Society of Metals Quarterly*, v. 62, pp. 380–389, 1969.
- [13] PARIS, P.C., “The fracture mechanics approach to fatigue, in fatigue-an interdisciplinary approach”, In: *Proceedings of the 10th Sagamore Army Materials Research Conference*, pp. 107–132, Syracuse, University Press, 1964.
- [14] SAVONOV, G.S., CAMARINHA, M.G.G., ROCHA, L.O.R., *et al.*, “Study of the influence of the RRA thermal treatment and plasma nitriding on corrosion behavior of 7075-T6 aluminum alloy”, *Surface and Coatings Technology*, v. 374, pp. 736–744, 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.04.095>.
- [15] LYNCH, S.P., “Mechanisms of Intergranular Fracture”, *Materials Science Forum*, v. 46, pp. 1–24, 1989. doi: <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.46.1>.
- [16] AMERICAN SOCIETY FOR MATERIALS, *International Handbook Failure analysis and prevention*, 9 ed., Metals Park, ASM International, v. 11, 2002.
- [17] WULPI, D.J., *How components fail*, Materials Park, American Society for Metals, 1966.
- [18] LYNCH, S., “A review of underlying reasons for intergranular cracking for a variety of failure modes and materials and examples of case histories”, *Engineering Failure Analysis*, v. 100, pp. 329–350, 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.02.027>.
- [19] DE CASTRO, M.C., COUTO, A.A., ALMEIDA, G.F., *et al.*, “The effect of plasma nitriding on the fatigue behavior of the Ti-6Al-4V alloy”, *Materials*, v. 12, n. 3, pp. 520, 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.3390/ma12030520>. PubMed PMID: 30744088.
- [20] PINHO, J.S.R., CAMPANELLI, L.C., REIS, D.A.P., “Case study on the failure analysis of turbojet compressor blades”, *Tecnologica em Metalurgia, Materiais e Mineração*, v. 19, e2760, 2022. doi: <http://dx.doi.org/10.4322/2176-1523.20222760>.
- [21] FREITAS, F.E., BRIGUENTE, F.P., REIS, A.G., *et al.*, “Investigation on the microstructure and creep behavior of laser remelted thermal barrier coating”, *Surface and Coatings Technology*, v. 369, pp. 257–264, 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.04.068>.