

INFLUÊNCIA DA NITRETAÇÃO POR PLASMA SOBRE AS PROPRIEDADES DE FADIGA DA LIGA TI-6AL-4V.

M.C.B. de Castro¹, A.A. Couto^{1,2}, G.F.C. Almeida², ~~M. Massi²~~, N.B. Lima¹, M. Castagnet¹, R.R. Oliveira¹

¹Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, SP, Brasil

²Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, SP, Brasil

~~³Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, SP, Brasil~~

Avenida Lineu Prestes, 2242, Cidade Universitária, São Paulo, SP, Brasil
CEP 05508-000 +55 (11) 3133-9000. E-mail: michelebiondo36@gmail.com

RESUMO

~~As falhas por fadiga na liga Ti-6Al-4V ocorrem pela aplicação de tensões flutuantes, onde as tensões responsáveis pela falha são menores do que a tensão de escoamento da liga, caracterizando essas falhas como catastróficas e sem aviso prévio. A fadiga é responsável por pelo menos 90% das falhas por causas mecânicas, e Com o objetivo de aumentar a resistência a fadiga, foi realizada ao o tratamento termoquímico de nitretação por plasma. A nitretação por plasma é caracterizada pela formação de uma camada superficial de nitretos na superfície da liga constituída (pelas fases δ -TiN e ϵ -Ti₂N). A formação dessas fases além de aumentar a sua dureza superficial, cria uma alta tensão superficial de compressão, fazendo com que as tensões trativas necessárias para ocorrer a formação de trincas sejam superiores. Testes de fadiga do tipo flexo rotativas foram realizados nos corpos de prova nitretados e não nitretados, a fim de se comparar a eficiência do tratamento termoquímico. O ensaio de fadiga foi realizado a uma frequência de 50 hz, e razão de carregamento R=-1, variando tensões de 610 a 203 MPa. Foram contados o número de ciclos necessários para as fraturas dos corpos de prova, e os resultados foram plotados em uma curva S-N. Após a fratura dos corpos de prova, suas superfícies de fratura foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura (MEV). O comportamento em fadiga das ligas nitretadas foi superior ao das ligas não nitretadas. Conclui-se que quanto após a nitretação por plasma, quanto maior a tensão aplicada ao ensaio, maior é a diferença de resistência entre a liga nitretada e~~

a não nitretada, sendo esta ~~diferença~~ diminuída com a redução da tensão. Para altas tensões a liga nitretada apresentou cerca de 5x mais resistência à fadiga.

Palavras chave: Liga Ti-6Al-4V, fadiga, nitretação por plasma.

INTRODUÇÃO

As ligas do tipo $\alpha+\beta$ se destacam entre as demais ligas devido a presença de ambas as fases em temperatura ambiente, aliando assim características de ambas as fases. Este fato é possível devido a presença de elementos de liga estabilizantes das fases α e β . A adição de alumínio - elemento estabilizante da fase α - ~~previne a degradação por ductilidade~~ e aumenta a resistência a corrosão e a dureza, já a adição de vanádio - elemento de liga estabilizante da fase β - ajuda no refino da microestrutura da liga ^(1,2).

Dentre as ligas de titânio do tipo $\alpha+\beta$, a que mais se destaca é a Ti-6Al-4V, pois esta apresenta propriedades como: baixo módulo de elasticidade, excelente biocompatibilidade e ótimas propriedades mecânicas. As principais aplicações dessa liga são: aeroespacial, marinha, automotiva, indústrias de estrada de ferro, aeroespacial e implantes médicos. A vantagem da utilização do titânio e suas ligas é que estes estão entre os materiais que podem ser tratados superficialmente, com objetivo de melhorar a resistência à fadiga e ao desgaste. Esses tratamentos são possíveis devido a difusão do nitrogênio no titânio a altas temperaturas ^(3,4,5).

A nitretação por plasma consiste em modificar a superfície da liga por meio da formação de uma camada superficial de nitretos que contém: Ti_2N e TiN , chamada de camada nitretada. Os nitretos de titânio auxiliam no aumento da dureza superficial da liga, além de criar uma tensão residual compressiva. A composição, microestrutura e formação de fases durante o tratamento, são altamente influenciados pelos parâmetros utilizados, como o tempo e a temperatura de nitretação ^(1,2,4,6). Por meio da formação da camada nitretada, é possível inibir ou retardar a etapa de iniciação da trinca durante o processo de fadiga, sendo esta uma forma eficaz de melhorar as propriedades de fadiga das ligas de titânio ⁽³⁾.

A melhoria das propriedades de fadiga é alvo de estudos ao longo dos anos, devido as aplicações da liga exigirem essa característica. O processo de fadiga ocorre por meio de um processo de progressão localizada de mudanças estruturais

permanentes, ocorrendo em um material que está sofrendo tensões flutuantes, podendo gerar trincas ou fraturas depois de um determinado número de flutuações. O processo de fadiga de um material é dividido em três estágios: nucleação da trinca, propagação da trinca e ruptura do material. Para que os tratamentos superficiais sejam eficazes na melhoria das propriedades mecânicas, os mesmos devem retardar ou inibir o primeiro estágio da fadiga no material^(7,8,9,10). A nitretação por plasma para melhorar as propriedades de fadiga tem sido estudada ao longo dos anos por diversos autores:

No estudo de ⁽¹¹⁾, foram realizadas nitretações por plasma nas temperaturas de 600°C e de 900°C, onde as amostras nitretadas a 900°C apresentaram resistência a fadiga inferior às amostras nitretadas a 600°. A nitretação realizada em 600°C melhorou a resistência a fadiga somente para a região de baixo ciclo.

No estudo de ⁽¹²⁾, a nitretação foi realizada a uma temperatura de 750°C, durante dois períodos: 4 e 15 horas. A resistência a fadiga foi melhorada para o período de 4 horas, sendo que para o período de 15 horas as mesmas foram degradadas. De uma maneira geral, os parâmetros da nitretação por plasma podem afetar positivamente ou negativamente nas propriedades de fadiga.

No presente trabalho, testes de fadiga flexo-rotativas foram realizadas na liga de titânio Ti-6Al-4V em corpos de prova que foram nitretados por plasma a uma temperatura de 730°C, e também em corpos de prova sem tratamento termoquímico, a fim de comparar sua eficiência. Os resultados dos testes de fadiga foram comparados e discutidos. Baseados nas observações de superfície de fratura e nas curvas S-N, será discutido o efeito da nitretação por plasma no comportamento em fadiga.

MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste estudo foi uma liga de titânio, a Ti-6Al-4V, cuja composição química segue os critérios da norma ASTM F136 (2008). O material foi adquirido em duas barras de diâmetro 12,70 mm e comprimento de 3140 mm na condição recozida (800°C/2 horas). A partir das duas barras de titânio, os corpos de prova para ensaio de fadiga foram usinados, cujo desenho esquemático e medidas estão representados na figura 1.

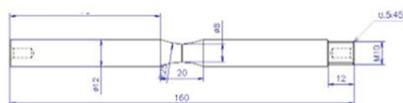


Figura 1- Desenho mecânico do corpo de prova de fadiga.

Após a usinagem dos corpos de prova, as amostras foram tratadas termicamente para obtenção da microestrutura de Widmanstätten. O tratamento térmico foi realizado a uma temperatura de 1050°C durante 30 minutos, em um forno com atmosfera de argônio contínua, até seu resfriamento em temperatura ambiente.

Para análise da microestrutura das amostras por microscopia óptica, as mesmas foram preparadas com cortes transversais nas amostras, seguido de embutimento a quente em resina termorrígida e posterior lixamento com uma sequência de lixas de granulometria mais grosseira para mais refinada, sendo elas: 280, 400, 600 e 1200 mesh. Posteriormente, as amostras foram polidas com sílica coloidal 0,04 µm em um pano de polimento metalográfico até a obtenção de uma superfície espelhada e sem riscos prontas para serem atacadas quimicamente com uma solução de 10 mL de ácido fluorídrico (HF) e 2,5 mL de ácido nítrico (HNO₃) durante 3 segundos. A microestrutura revelada foi, após lavagem e secagem das amostras, observada em um microscópio óptico Olympus (modelo BX 60).

O tratamento superficial de nitretação por plasma foi realizado em um reator com fluxo de gases 50 sccm de argônio, 50 sccm de nitrogênio e 10 sccm de hidrogênio. A nitretação foi realizada a uma temperatura de 730°C por um período de 4 horas.

Para as medições de rugosidade dos corpos de prova foi utilizado comprimento de amostragem de *cutoff* 0,08 mm e as medidas foram feitas em linha. O ensaio foi baseado na norma ISO (1997). Foram efetuadas cinco medidas em cinco corpos de prova da liga nitretada e a mesma quantidade de corpos de prova para a liga não nitretada. Após as medições foram obtidas a média e o desvio padrão dos valores encontrados.

O ensaio de fadiga foi realizado em uma máquina de fadiga flexo-rotativa sendo utilizada a razão de carregamento $R = -1$ e uma frequência de 50 Hz. Após a fratura dos corpos de prova as superfícies dos mesmos foram avaliadas por meio de microscopia estereoscópica, microscopia óptica e por microscopia eletrônica de

varredura.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 2A foi obtida a partir dos corpos de prova após o tratamento térmico para obtenção da microestrutura de Widmanstätten e a figura 2B foi obtida após a nitretação dos corpos de prova de fadiga.

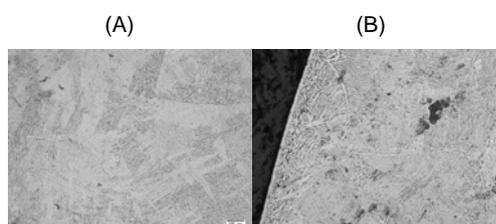


Figura 2 – Análise da microestrutura por microscopia óptica dos corpos de prova após os tratamentos :A) tratamento térmico B) nitretação por plasma.

É possível observar na figura 2A que a microestrutura apresentada corresponde à de Widmanstätten, sendo esta microestrutura do tipo lamelar conforme também observado por outros autores ^(3,13). Na figura 2B observa-se a camada nitretada, seguido da microestrutura de Widmanstätten, conforme visto em outros estudos ^(1,3,11). A camada superficial formada nos corpos de prova nitretados (figura 2B) é chamada de camada nitretada, podendo esta ser dividida em duas: camada de compostos e camada difusa, sendo que a camada de compostos contém os nitretos de titânio (TiN e Ti₂N) e a camada difusa, contém nitrogênio difundido na fase α do titânio (α -Ti), formando uma solução sólida intersticial com o mesmo. A espessura dessas camadas tem alta influência no comportamento em fadiga da liga, como será visto posteriormente, porém outro ponto importante é que a espessura desta camada possui influência direta dos parâmetros de nitretação utilizados ^(5,14).

Dentre os principais parâmetros que influenciam na camada nitretada a temperatura é um dos principais: quanto maior a temperatura utilizada no processo, maior é a espessura da camada nitretada. Porém a espessura da camada nitretada também possui uma influência direta com a melhoria ou degradação das propriedades de fadiga: altas espessuras de camada degradam as propriedades de fadiga, enquanto baixas espessuras de camada melhoram as propriedades. Essas influências

também foram observadas por diversos autores, como por exemplo, Farokhzadeh e Edrisy⁽¹¹⁾ realizou a nitretação em duas temperaturas: 600°C e 900°C. As propriedades de fadiga foram melhoradas em 600°C e degradadas em 900°C. A diferença de espessura de camada influenciou na melhoria ou na degradação das propriedades. Nos estudos de Cassar et al⁽⁴⁾, as amostras nitretadas a 900°C também apresentaram uma espessura de camada superior, resultando em uma degradação da resistência a fadiga e da vida em fadiga.

Além da temperatura de nitretação, outros fatores que possuem influência na espessura da camada são: composição do gás da atmosfera nitretante, posição da amostra no reator, frequência, voltagem e tempo de nitretação utilizados^(2,4,5,14).

A figura 3 mostra as camadas composta e difusa de um corpo de prova nitretado visto por meio de microscopia eletrônica de varredura.

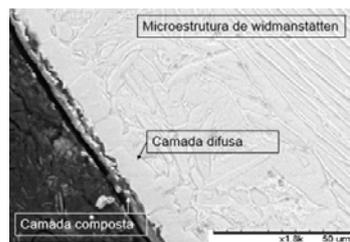


Figura 3- Microscopia eletrônica de varredura mostrando as camadas composta, difusa e a microestrutura de Widmanstätten.

Após as medições das camadas, por meio de microscopia eletrônica de varredura obteve-se a média e o desvio padrão da camada composta $3,77 \pm 1,46 \mu\text{m}$ e da camada difusa $10,37 \pm 2,58 \mu\text{m}$. A camada nitretada foi medida por meio de microscopia óptica, chegando a uma média de 10 µm. Este resultado foi semelhante ao encontrado por outros autores^(2,11,15,16).

Após a nitretação por plasma dos corpos de prova foi vista uma mudança coloração da superfície. Os corpos de prova não nitretados estavam com uma coloração cinza (figura 4A), tipicamente da liga Ti-6Al-4V sendo que após a nitretação os corpos de prova apresentavam uma coloração dourada (figura 4B).

Comentado [GA1]: sempre que for falar do resultado tem que colocar o nome do autor, corrigiram isso no meu artigo da revista.

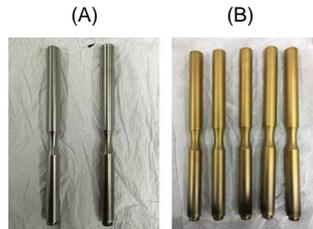


Figura 4- Corpos de prova de titânio. (A) Antes da nitretação com coloração cinza (B) Após a nitretação com coloração dourada.

A coloração dourada é obtida somente quando há formação de nitretos na superfície, conforme também discutido por outros autores ^(12,14). Foi observado também que a intensidade da coloração dourada aumenta com o aumento do tempo e da temperatura de nitretação ^(12,14).

A figura 5 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga realizados nos corpos de prova nitretados e não nitretados.

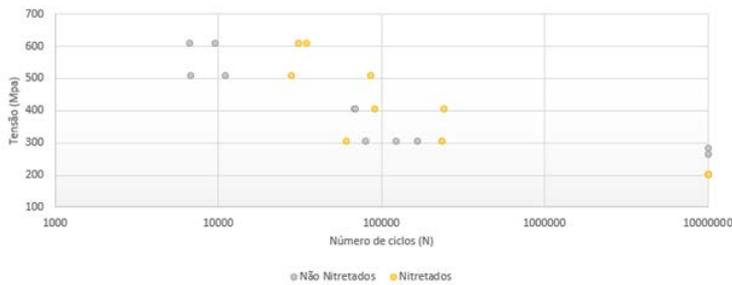


Figura 5- Gráfico S-N dos ensaios de fadiga realizados nos corpos de prova nitretados e não nitretados.

Observa-se na figura 5, que para as duas condições, as curvas possuem uma assíntota horizontal, indicando um material com comportamento com limite de fadiga definido, conforme também encontrado por outros autores ^(11,12,13). Outro comportamento observado na figura 5 é que na região de fadiga de baixo ciclo, os corpos de prova nitretados apresentaram número de ciclos superior aos corpos de prova não nitretados, porém para a fadiga de alto ciclo o mesmo não ocorreu, sendo

Formatado: Recuo: Primeira linha: 0 cm

que os corpos de prova não nitretados apresentaram melhores resultados. Esse comportamento também foi encontrado nos estudos de Farokhzadeh e Edrisy⁽¹¹⁾

De acordo com os estudos de Shibata et al⁽¹²⁾, uma das justificativas da degradação de propriedades de fadiga pela camada nitretada se dá devido a diferença na deformação entre a camada nitretada e o material do substrato. A liga possui alta resistência, porém possui baixo módulo de elasticidade, e uma grande deformação elástica ocorre durante os testes de fadiga. Também é possível observar uma diferença de comportamento dos corpos de prova da região de baixo ciclo quando comparado a região de alto ciclo. Na região de baixo ciclo, os corpos de prova romperam com um determinado número de ciclos, no entanto para a região de alto ciclo, não houve rompimento de corpos de prova, até que os ensaios fossem interrompidos em um número de ciclos de 10^7 ciclos. Esse comportamento também foi encontrado por Farokhzadeh e Edrisy⁽¹¹⁾.

Foi estudado por Htoo et al⁽¹⁷⁾, que a curva S-N de fadiga de um material é representado de uma maneira geral até o número de ciclos de 10^7 ciclos, porém essa curva é uma adaptação de duas curvas independentes : uma é a curva para fadiga de alto ciclo , onde a principal tensão aplicada é a elástica, e a outra curva é a da região de alto ciclo, em que a principal tensão aplicada é a plástica. Essa divisão de comportamentos de fadiga de alto e baixo ciclo, pode ser uma das explicações para o comportamento em fadiga da liga ser diferente em suas diferentes regiões do gráfico (figura 5).

Um outro fator que influencia nas propriedades de fadiga é a rugosidade superficial do material. Neste estudo foi obtido para os corpos de prova não nitretados uma média de $0,38 \pm 0,13 \mu\text{m}$ e para os corpos de prova nitretados um valor de $0,62 \pm 0,12 \mu\text{m}$. Este aumento na rugosidade também foi encontrado por outros autores^(4,14,18,19). De acordo com 4, todos os processos que envolvem difusão causam um aumento na rugosidade superficial. Em diversos estudos^(14,19), o aumento da rugosidade implica em uma diminuição da resistência a fadiga, onde a rugosidade pode atuar como um nó na superfície do material, ocasionando uma concentração de tensão no mesmo podendo levar a uma trinca prematura. Isso pode também explicar a diminuição das propriedades de fadiga na região de fadiga de alto ciclo, onde a rugosidade pode ter ocasionado uma falha prematura nas amostras.

As superfícies dos corpos de prova nitretados apresentaram diferenças bastante significativas quando comparados aos corpos de prova não nitretados. A figura 6

apresenta três corpos de prova observados por um microscópio estereoscópico. Na figura 6A está um corpo de prova não nitretado que foi ensaiado a uma tensão de 304 MPa e resistiu a 123700 ciclos. Na figura 6B e 6C estão corpos de prova nitretados que foram ensaiados em tensão de 406 e 610 MPa e resistiram a 90800 e 35000 ciclos respectivamente.



Figura 6- Superfícies de corpo de prova nitretados. (A) Corpo de prova não nitretado ensaiado a uma tensão de 304 MPa e 123700 ciclos (B) Corpo de prova nitretado ensaiado a uma tensão de 406 MPa e 90800 ciclos ensaiado a 406 MPa (C) Corpo de prova nitretado ensaiado a uma tensão de 610 MPa e 35000 ciclos.

Uma das diferenças dos corpos de prova da figura 6 foram que as superfícies de fratura das amostras nitretadas apresentaram uma superfície com características mais planas, e as não nitretadas mais tortuosas. Isso pode ser explicado pelo tipo de fratura que ocorreu nas amostras. Os corpos de prova não nitretados (figura 6A) sofreram uma fratura dúctil, enquanto os nitretados apresentaram uma fratura do tipo frágil (6B,6C), conforme também observado por outros autores ^(11,12). Houve também uma diferença entre os corpos de prova nitretados (figura 6B e 6C). Observa-se na figura 6B vários pontos de iniciação de trinca quando comparados com a amostra que foi ensaiada em uma tensão mais baixa, o que também foi observado por Htoo et al⁽¹⁷⁾, onde aumentando a tensão de ensaio, são nucleadas múltiplas trincas na superfície. Também é possível observar a presença de marcas de catraca na figura 6C, o que também foi observado por ⁴. Corpos de prova ensaiados a tensões mais elevadas, formam múltiplos sítios de iniciação de trinca, que levam a formação de marcas de catraca.

A figura 7 foi obtida por microscopia eletrônica de varredura de um corpo de prova na condição não nitretada ensaiado com tensão de 304 MPa e número de ciclos 123700.

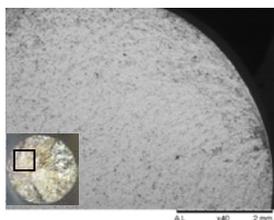


Figura 7- Corpo de prova não nitretado ensaiado em uma tensão de 304 MPa e número de ciclos 123700.

Observa-se na figura 7 marcas de praia, indicando a possível região de origem de trinca, conforme também observada por outros autores^(11,20). As marcas de praia são típicas de ensaios de fadiga, indicando o estágio 1 de fadiga.

A figura 8 foi obtida por microscopia eletrônica de varredura de dois corpos de prova nitretados. A figura 8A representa corpo de prova nitretado ensaiado com tensão de 610 MPa e número de ciclos 35000 e a figura 8B corpo de prova ensaiado a uma tensão de 406 MPa e número de ciclos 90800.

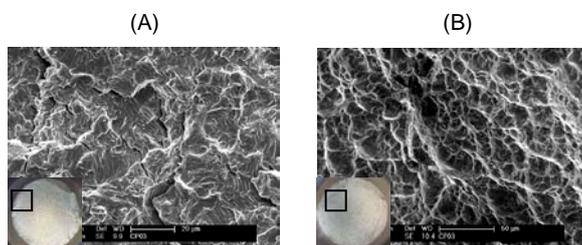


Figura 8 – (A) Superfície de fratura do corpo de prova na condição nitretada ensaiado por fadiga em tensão de 610 MPa e com número de ciclos 35000. (B) Superfície de fratura do corpo de prova na condição nitretada ensaiado por fadiga em tensão de 406 MPa e com número de ciclos 90800.

Na figura 8A observa-se estrias de propagação. As estrias possuem orientações de propagação diferentes, indicando o estágio 2 de fadiga. Apesar de a fratura de uma observação macroscópica (figura 6B e 6C) apresentar uma fratura com aspecto frágil, a propagação da trinca indica que houve uma deformação plástica antes da fratura do corpo de prova, conforme também observado por outros autores⁽¹¹⁾. Observa-se

também trincas secundárias, que são observadas em todos os corpos e prova, e também por outros autores ^(11,20). A figura 8B indica uma região de multivazios e dimples, indicando a região de ruptura do corpo de prova.

CONCLUSÃO

O tratamento termoquímico de nitretação por plasma resultou na formação de duas novas fases, δ -TiN e ϵ -Ti₂N, sendo estas na superfície da liga, seguida de região com o nitrogênio difundido na fase α do titânio e o substrato da liga Ti-6Al-4V com microestrutura do tipo Widmanstätten.

A rugosidade superficial foi aumentada significativamente em mais de 50% após a nitretação por plasma.

Formatado: Não Realce

Formatado: Não Realce

A espessura da camada nitretada obtida por microscopia óptica foi de 10 μ m, e as camadas de nitretos e a camada de difusão tem espessuras de $3,77 \pm 1,46 \mu$ m e de $10,37 \pm 2,58 \mu$ m, respectivamente.

Os corpos de prova nitretados por plasma tiveram uma maior resistência a fadiga quando comparados aos corpos de prova não nitretados.

As superfícies de fratura dos corpos de prova nitretados apresentaram uma superfície frágil, enquanto os corpos de prova não nitretados apresentaram uma superfície de fratura dúctil.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

(1)ZHECHEVA, A.; SHA, W.; MALINOV, S.; LONG, A. Enhancing the microstructure and properties of titanium alloys through nitriding and other surface engineering methods. Surface & Coatings Technology., v.200, p. 2192-2207, 2005.

(2)RAVEH,A.;BUSSIBA,A.;BETTELHEIM,A.;KATZ,Y. Plasma nitrided α - β alloy: layer characterization and mechanical properties modification. Surface and Coatings Technology., v.57, p.19-29,1993.

(3)ALI,M.M.; RAMAN,S.G.S. Effect of plasma nitriding environment and time on plain fatigue and fretting fatigue behavior of Ti-6Al-4V. Tribol Lett. V. 38,p. 291-299.

(4)CASSAR,G.;WILSON,J.C.B.;BANFIELD,S.;HOUSDEN,J.;MATTHEWS,A.;LEYLAND,A. Surface modification of Ti-6Al-4V alloys using triode plasma oxidation treatments. Surface & Coatings Technology, v. 206, p. 4553-4561, 2012.

- (5)GRILL,A.; RAVEH,A.;AVNI,R. Layer structure and mechanical properties of low pressure R.F. plasma nitrided Ti-6Al-4V alloy. Surface and Coatings Technology. V. 43/44, p. 745-755,1990.
- (6)EROLA, M. Nitrogen migration and nitride formation during low temperature reactive annealing of titanium. Thin Solid Films. v.156, n.1, p. 117-125,1988.
- (7)CRUPI, V.; EPASTO,G.;GUGLIELINO,E.;SQUILLACE,A. Influence of microstructure [alfa+ beta and beta] on very high fatigue behavior of Ti-6Al-4V. International Journal of Fatigue, V. 95, p. 64-75, 2017.
- (8)MORITA,T.;TANAKA,S.;NINOMIYA,S. Improvement in fatigue strength of notched Ti-6Al-4V alloy by short-time heat treatment. Materials science &Engineering A V.669, p. 127-133,2016.
- (9)SUGAHARA,T.;YOGI,L.M.;OLIVEIRA,G.L.F.de;REIS,D.A.P.;SILVA,M.M.;MOURA NETO,C.; BARBOZA,M.J.R. Influence of Heat Treatment in Creep Resistance of Titanium Alloy. In: 20th International Congresso of Mechanical Engineering, Gramado, Rio Grande do Sul, 2009.
- (10)OBERWINKLER, B.; LETTNER, A.; EICHLSEDER, W. Multiscale fatigue crack observations on Ti-6Al-4V. International Journal of Fatigue. v.33, p. 710-718, 2011.
- (11)FAROKHZADEH,K.;EDRISY,A. Fatigue improvement in low temperature plasma nitrided Ti-6Al-4V alloy. Materials Science & Engineering A. v.620, p. 435-444, 2015.
- (12)SHIBATA,H.;TOKAJI,K.;OGAWA,T.;HORI,C. The effect of gas nitriding on fatigue behavior in titanium alloys. Fatigue, v.16, 370-376, 1993.
- (13)ZIMMER, C.G. Influência da oxidação térmica sobre as propriedades de fadiga da liga Ti-6Al-4V.2011. Dissertação (Mestrado em engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul.
- (14)TOKAJI,K.;OGAWA,T.;SHIBATA,H. The effect of gas nitriding on fatigue behavior in pure titanium. Fatigue, v. 16, p. 331-336, 1993.
- (15)~~RAHMANRAHMAN,M;REID,I.;DUGGAN,P.;DOWLING,D.P.;HUGHES,G.;HASH MI,M.S.J. Structural and tribological properties of the plasma nitrided Ti-alloy biomaterials: Influence of the treatment temperature. Surface & Coatings Technology. V.201, p.4865-4872, 2007.~~
- (16)YILDIZ, F.; YETIM, A.F.; ALSARAN, A.; ÇELIK, A.A. Plasma nitriding behavior of Ti6Al4V orthopedic alloy. Surface & Coatings Technology, v.202, p. 2471-2476, 2008.
- (17)HTOO,A.T.;MIYASHITA,Y.;OTSUKA,Y.;MUTOH,Y.;SAKURAI,S. Notch fatigue behavior of Ti-6Al-4V alloy in transition region between low and high cycle fatigue. International Journal of Fatigue. V. 95, p. 194-203, 2017.
- (18)LINDEMAN,J.;BUQUE,C.;APPEL,F. Effect of shot peening on fatigue performance of a lamellar titanium aluminide alloy. Acta Materialia.v. 54, p.1155-1164,2006.
- (19)ITOGA,H.;TOKAJI,K.;NAKAJIMA,M.;KO,H.N. Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel. International Journal of Fatigue. V.25,P.379-385, 2003.

Formatado: Não Realce

Formatado: Fonte: Não Negrito

(20)RODRIGUEZ,D.;MANERO,J.M.;GIL,F.J.;PLANELL,J.A. Low cycle behavior of Ti6Al4V thermochemically nitrided for its use in hip prostheses. Journal of Materials Science: Materials Medicine. V.12, p. 935-937, 2001.

INFLUENCE OF PLASMA NITRIDING ON FATIGUE PROPERTIES OF TI-6AL-4V ALLOY

ABSTRACT

Fatigue failures in the Ti-6Al-4V alloy occur by application of floating stress, that are inferior than the ESCOAMENTO stress. In order to increase fatigue strength, plasma nitriding was performed. Nitriding creates a surface layer of nitrides (δ -TiN and ϵ -Ti₂N). Rotating flexo fatigue tests were performed on nitrided and non-nitrided samples in order to compare the efficiency of the thermochemical treatment. The fatigue test was performed at a frequency of 50 Hz, and loading ratio R = -1. The fracture surfaces were analyzed by scanning electron microscopy (SEM). It is concluded that the higher the stress applied to the test, the higher the resistance difference between the nitrided and the non-nitrided alloys, which is decreased with the stress reduction. For high stress the nitrided alloy showed about 5x more fatigue resistance.

Keywords: Ti-6Al-4V; fatigue; plasma nitriding

Formatado: Centralizado

Formatado: Inglês (Estados Unidos)

Formatado: Justificado, Espaçamento entre linhas: 1,5 linhas

Formatado: Inglês (Estados Unidos)

Formatado: Fonte: 11 pt, Não Itálico, Cor da fonte: Cor Personalizada(RGB(33;33;33)), Padrão: Transparente (Branco)

Formatado: Português (Brasil)

Formatado: Fonte: 12 pt, Português (Brasil)