

PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA DO AÇO ASTM A-297 GR HP MODIFICADO COM NIÓBIO¹

Danilo Borges Villarino de Castro²

Luciana Sgarbi Rossino³

Levi de Oliveira Bueno⁴

Dirceu Spinelli⁵

Waldek Wladimir Bose Filho⁵

Cassius Olívio Figueiredo Terra Ruckert⁵

Resumo

Este trabalho faz parte de um projeto maior para estudar o comportamento mecânico em elevadas temperaturas do aço ASTM A-297 Gr HP, modificado com nióbio. Assim, foram apresentados alguns resultados do comportamento em fadiga sob o ponto de vista de nucleação (metodologia ϵ -N) e propagação de trincas (metodologia $da/dN-\Delta K$), nas temperaturas de 23°C e 927°C. Foi estudada a influência dos fenômenos existentes em alta temperatura no comportamento em fadiga do referido material, na condição de como-recebido (CR) e de envelhecido durante 1000 horas a 927°C (T1000). Observou-se que o tratamento térmico de envelhecimento foi capaz de aumentar o valor de dureza do material e diminuir sua ductilidade, em relação à condição CR. Na temperatura de 927°C, houve uma maior ductilidade e menor resistência mecânica para ambas as condições CR e T1000, se comparados com os resultados obtidos em 23°C. A vida em fadiga do material ensaiado em 23°C foi bem maior do que o ensaiado a 927°C, principalmente na região de fadiga de alto ciclo. Este fato pôde ser atribuído a dois fatores dependentes do tempo: nucleação prematura decorrente de uma significativa redução do limite de escoamento e devido ao efeito da oxidação superficial das bandas de deslizamento permanentes. Os ensaios de propagação de trinca por fadiga mostraram que a taxa da/dN , para cada condição do material, foi maior na temperatura de 927°C do que em 23°C, devido ao fato da maior ductilidade que o material possui em elevadas temperaturas, associado aos efeitos de oxidação e fluência.

Palavras-chave: Aço HP; ASTM A-297; Fadiga de baixo ciclo; Propagação de trinca por fadiga.

FATIGUE CRACK GROWTH OF NIOBIUM-MODIFIED ASTM A-297 GR HP STEEL

Abstract

This work is part of a project to study the mechanical behavior in high temperatures of niobium-modified ASTM A-297 grade HP steel. Thus, some results of the fatigue behavior under the point of view of crack nucleation (methodology ϵ -N) and crack propagation (curves $da/dN-\Delta K$) are presented, for temperatures of 23°C and 927°C. The influence of the existing high temperature phenomena in the fatigue behavior of the material in the as-received (CR) and aged during 1000 hours at 927°C (T1000) were studied. It was observed that the aging treatment was able to increase the hardness value and reduced its ductility, in relation to the CR condition. With regard to the results obtained at 23°C, it was observed that at 927°C, both microstructural conditions exhibited much larger ductility and lower mechanical resistance. The fatigue life of the material tested at 23°C is much longer than the one obtained at 927°C, mainly in the region high cycle fatigue region. This fact can be attributed to time dependent factors: a significant reduction of the yield stress which caused premature crack nucleation, as well as the effect of the superficial oxidation of the permanent slip bands. The fatigue crack propagation tests showed that the da/dN rates, independent of the microstructural condition of the material, is larger at 927°C of than at 23°C, this fact been associated to the larger material ductility associated with the oxidation and creep effects.

Key words: HP steel; ASTM A-297; Low cycle fatigue; Fatigue crack growth.

¹ Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, Av. Trabalhador São Carlense, nº 400, São Carlos/SP, Brasil. e-mail: danilobvc@yahoo.com.br.

³ Doutora em Ciência e Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, Av. Trabalhador São Carlense, nº 400, São Carlos/SP, Brasil. e-mail: lsr@sc.usp.br.

⁴ Professor Doutor do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos – UFSCar, Rodovia Washington Luís, km 235, São Carlos/SP, Brasil. e-mail: levi@ufscar.br.

⁵ Professor Doutor do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, Av. Trabalhador São Carlense, nº 400, São Carlos/SP, Brasil. Respectivos e-mails: dspinell@sc.usp.br, waldek@sc.usp.br e cassius@sc.usp.br.

1 INTRODUÇÃO

A característica mais comum entre as diversas ligas existentes de aços inoxidáveis é o elevado teor de cromo que permite a passividade destas ligas, fazendo com que as mesmas sejam utilizadas em ambientes corrosivos. Alguns tipos de aços inoxidáveis também podem ser utilizados em temperaturas extremamente elevadas, sob as quais sua composição química é projetada para minimizar os problemas microestruturais e, conseqüentemente, provocar a redução de propriedades mecânicas que podem ocorrer nestas temperaturas. Sob o ponto de vista do processo de fabricação, os aços inoxidáveis classificam-se como fundidos ou trabalhados, sendo que estes últimos sofrem conformação mecânica para o condicionamento estrutural antes da obtenção da forma final.

Em relação aos aços inoxidáveis fundidos, são duas as classes a serem destacadas: os do tipo C, que são aplicados em serviço em ambientes aquosos corrosivos (temperaturas de até 650°C), e os do tipo H, os quais são aplicados em serviço em altas temperaturas (acima de 650°C). Os aços inoxidáveis do tipo H contêm um alto teor de carbono em sua composição química, o que acarreta uma evolução microestrutural conforme o acréscimo da temperatura, fazendo com que sua elevada resistência mecânica seja mantida, particularmente sob o ponto de vista da fluência.⁽¹⁾

Entre os aços resistentes a altas temperaturas, destacam-se os tipos HK e HP, que são extensivamente usados em peças tensionadas em aplicações estruturais sob temperaturas de até 1.150°C por apresentarem boa resistência à corrosão por gases quentes, tanto em condições oxidantes como redutoras. Estes podem ser expostos ao ar, à amônia, ao hidrogênio e a sais neutros fundidos, sendo utilizados em peças de fornos e tubos. As ligas HP, além disso, são resistentes tanto em atmosferas oxidantes como carburizantes a altas temperaturas.⁽¹⁾

A composição básica do aço HP, sem adições de Nb e Ti, exhibe uma microestrutura típica de um aço fundido resistente ao calor, consistindo em uma matriz austenítica circundada por carbeto primários (Cr_7C_3), principalmente na região interdendrítica. Quando exposto a elevadas temperaturas (tratamentos térmicos de envelhecimento ou até mesmo em serviço), uma fina precipitação secundária de carbeto de cromo ($Cr_{23}C_6$) é promovida no interior da matriz. As características desta precipitação junto àquela que ocorre durante a solidificação, chamada de primária, controlam as propriedades mecânicas dos aços desta classe.⁽²⁾ Este tipo de aço é utilizado em fornos de refino de petróleo, equipamentos militares, turbinas a gás, moinhos de aço, entre outros.

No caso particular da indústria petroquímica, esta classe de aços vem sendo usada desde o início dos anos 60, em substituição às tradicionais superligas de níquel, obtendo-se, assim, uma redução de custos e propriedades similares sob condição de fluência, que é um dos principais mecanismos de degradação para falhas em serviço a altas temperaturas. O entendimento desta relação tem motivado o desenvolvimento de novas gerações de aços de tempos em tempos. Os avanços da técnica de produção de aços, como a fundição por centrifugação, também contribuíram para a melhoria do desempenho observado ao longo dos anos.⁽³⁾

O material utilizado neste estudo é o aço ASTM A-297 Gr HP, modificado com nióbio, utilizado em suportes de tubos que ficam expostos a temperaturas elevadas. Encontram-se poucas informações na literatura sobre o efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas de fadiga-fluência desta liga. Segundo Castro et al.,⁽⁵⁾ a

microestrutura dessa liga submetida a tratamento de envelhecimento fica praticamente estabilizada para tempos da ordem de 1000 horas.

Este trabalho faz parte de um projeto de pesquisa que visa estudar o comportamento do aço ASTM A-297 Gr HP quando submetido às condições de fadiga em altas temperaturas. Portanto, o seu objetivo principal é o de analisar o comportamento em nucleação e propagação de trinca por fadiga, utilizando para este fim as metodologias $\epsilon-N$ e $da/dN-\Delta K$, nas temperaturas ambiente e de 927°C. Esta última temperatura foi escolhida, para o desenvolvimento do estudo, por ser a máxima que este material pode atingir em serviço.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material deste estudo consiste em uma liga de aço inoxidável ASTM A-297-97 Gr HP, modificada com nióbio, que foi recebido na forma de chapas de dimensões 1500x300x30 mm³, sendo a análise química realizada em um espectrômetro de emissão óptica por centelha (ARL 3460), em amostra do material na condição de como-recebido.

O tratamento térmico de envelhecimento foi realizado em uma amostra do material com dimensões de 200x100x70 mm³, submetido pelo tempo de permanência de 1.000 horas na temperatura de 927°C, sendo as denominações **CR** e **T1000** referentes às amostras nas condições de como-recebida e envelhecida, respectivamente.

Preliminarmente foram realizados ensaios de tração e impacto para verificação da variação dos parâmetros de resistência mecânica e de tenacidade ao impacto das duas condições estudadas. Os ensaios de tração foram realizados nas temperaturas de 23°C, segundo a norma ASTM E-8M-00, e de 927°C, segundo a norma ASTM E-21-00. A Figura 1(a) apresenta a geometria e dimensões do corpo de prova de tração. O equipamento utilizado foi uma máquina de ensaios servo-hidráulica sob controle de deslocamento e taxa de deformação de 1 mm/min, acoplada a um forno de indução. A deformação foi medida por meio de um extensômetro de hastes de cerâmica, fixado por pressão no corpo de prova. Com a realização desses ensaios, foram determinados parâmetros de resistência, tais como o limite de resistência (σ_R) e o limite de escoamento a 0,2% (σ_e), e parâmetros de ductilidade como o alongamento percentual (A) e a redução de área percentual (RA). Quanto aos ensaios de impacto instrumentado, estes foram realizados, nas temperaturas de 23°C e 927°C, em corpos de prova do tipo Charpy, de acordo com a norma ASTM E-23-00, conforme apresenta a Figura 1(b). A velocidade de impacto do martelo utilizado (em fundo de escala 300 J) foi de 5,52 m/s. O aquecimento dos corpos de prova ensaiados na temperatura de 927°C foi realizado em um forno do tipo mufla da marca EDG, modelo FI-2.

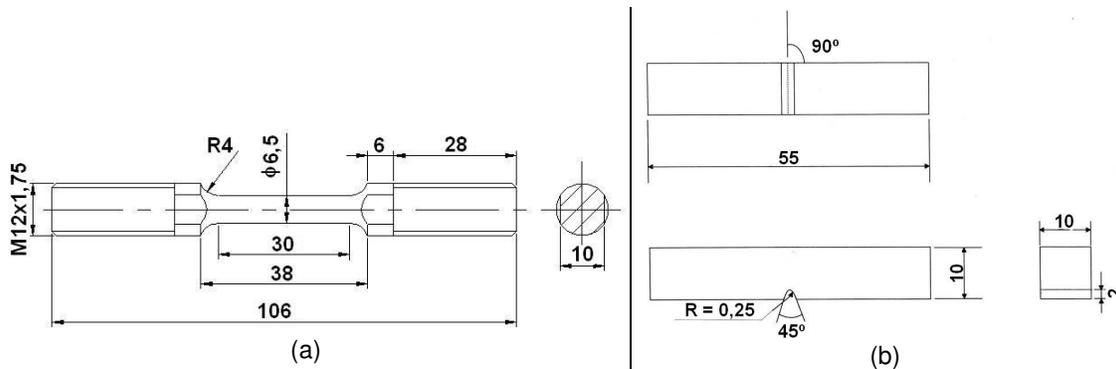


Figura 1. Dimensionamento, em milímetros, do corpo de prova utilizado nos ensaios de: (a) tração, de acordo com a norma ASTM E-8M-00, e (b) impacto, de acordo com a norma ASTM E-23-00.

Os ensaios de fadiga, utilizando a metodologia ϵ - N , foram efetuados em controle de deformação, de acordo com a norma ASTM E-606-04. Corpos de prova na condição **T1000** foram ensaiados nas temperaturas de 23°C e 927°C. Para o levantamento da curva ϵ - N , utilizaram-se seis níveis de amplitude de deformação para a temperatura de 23°C, e cinco níveis a 927°C. Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica, utilizando onda do tipo senoidal, frequência de 2 Hz e razão de deformação reversa, $R = -1$. O controle de deformação foi realizado com a utilização de um extensômetro especial para ensaios em temperaturas elevadas. A geometria e dimensões dos corpos de prova de fadiga estão apresentadas na Figura 2.

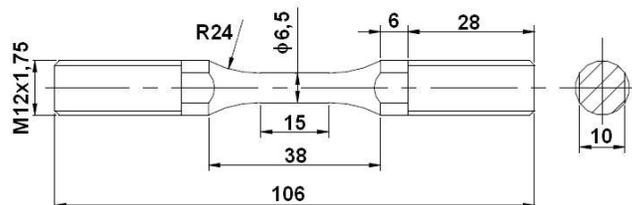


Figura 2. Dimensionamento, em milímetros, do corpo de prova utilizado nos ensaios de fadiga, de acordo com a norma ASTM E-606-04.

O aquecimento dos corpos de prova de fadiga foi realizado por um forno a indução, sendo que as medidas e o controle da temperatura foram feitos com o uso de um pirômetro óptico de infravermelho equipado com uma mira a laser. A temperatura medida por este sensor serviu de parâmetro de controle para o forno de indução.

O comportamento mecânico das ligas foi avaliado por meio das histereses cíclicas de tensão-deformação mecânica e por meio de curvas de deformação-vida: amplitude de deformação mecânica ($\Delta\epsilon_m/2$), amplitude de deformação plástica ($\Delta\epsilon_{pl}/2$) e amplitude de deformação elástica ($\Delta\epsilon_{el}/2$), em função do número de reversos para falhar ($2N_f$), segundo a relação de Coffin-Manson.⁽⁶⁾

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram efetuados em corpos de prova do tipo C(T), conforme mostra a Figura 3, de acordo com a norma ASTM E-647-00. Tanto as pré-trincas como os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados utilizando uma frequência de 5 Hz e razão de carga (R) de 0,1, sendo que o crescimento da trinca foi medido com o mesmo extensômetro para medir deformação no ensaio ϵ - N , que foi acoplado na posição V_0 do corpo de prova C(T), de acordo com a norma ASTM E-647-00.

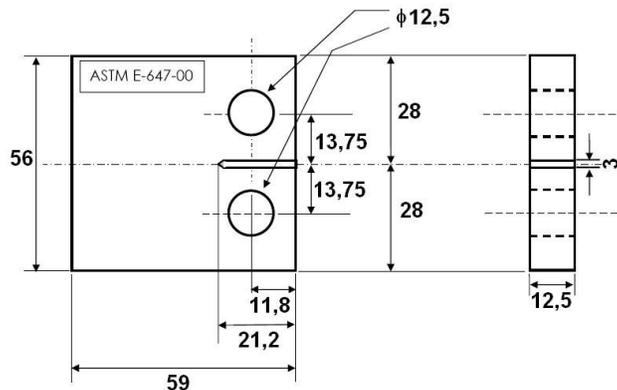


Figura 3. Geometria e dimensões, em milímetros, do corpo de prova utilizado nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, de acordo com a norma ASTM E-647-00.

O aquecimento dos corpos de prova C(T) para ensaios em 927°C foi realizado em um forno do tipo mufla, acoplado a um controlador de temperatura digital. Foram utilizadas garras de Inconel para realização dos ensaios em alta temperatura, sendo também utilizado um sistema de resfriamento das garras.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Tabela 1 mostra a composição química (% em peso) medida, bem como a composição nominal da liga estudada. Desta forma, pode ser observado que os teores de carbono e de cromo estão levemente abaixo da faixa nominal especificada pela norma ASTM A-297-97.

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço ASTM A-297 Gr HP, modificado com nióbio

Elementos de liga	Valor medido	Valor nominal (ASTM A-297)
C	0,33	0,35 – 0,75
Si	1,31	2,50 (máx)
Mn	0,96	2,00 (máx)
P	0,02	0,04 (máx)
S	0,01	0,04 (máx)
Cr	23,8	24,0 – 28,0
Ni	36,2	33,0 – 37,0
Mo	0,10	0,50 (máx)
Cu	0,08	0,25 (máx)
Nb	1,28	1,00 – 1,50

Os resultados obtidos nos ensaios de tração, impacto e dureza, estão apresentados na Tabela 2. Nota-se que, na temperatura ambiente e em relação à condição **CR**, o tratamento térmico de envelhecimento (**T1000**) acarretou um acréscimo de aproximadamente 17% da dureza do material, evidenciando que houve a precipitação de carbonetos secundários na sua matriz austenítica. Com relação aos ensaios de impacto e de tração, observa-se que o tratamento **T1000** provocou uma significativa redução na energia absorvida por impacto e nos parâmetros de ductilidade A (%) e RA (%), e uma leve redução nos parâmetros de resistência.

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço ASTM A-297 Gr HP modificado com nióbio

	Temperaturas	CR	T1000
Dureza (HV10) ⁽⁵⁾	23°C	166,5 ± 10,0	193,8 ± 5,6
Energia (kJ/m ²)	23°C	94,9 ± 13,1	49,5 ± 4,7
	927°C	199,4 ± 12,9	123,5 ± 11,2
σ_R (MPa)	23°C	406,5 ± 19,2	387,6 ± 8,2
	927°C	75,1 ± 5,4	117,1 ± 0,2
σ_e (MPa)	23°C	244,5 ± 6,4	234,5 ± 3,1
	927°C	56,8 ± 11,3	87,1 ± 2,9
A (%)	23°C	5,4 ± 0,4	1,5 ± 0,5
	927°C	15,4 ± 0,9	13,5 ± 1,2
RA (%)	23°C	6,2 ± 0,2	4,1 ± 0,8
	927°C	50,5 ± 1,1	52,4 ± 7,4

Com relação aos ensaios à temperatura ambiente, observa-se que à 927°C, independentemente da condição microestrutural inicial, o material torna-se muito mais dúctil e, assim, a energia absorvida por impacto é muito maior, o que corresponde a um modo de fratura dúctil. Nota-se, também, que o valor de energia absorvida por impacto é maior na condição **CR** do que na condição **T1000**. Esse resultado está ligado à precipitação secundária de carbonetos durante o tratamento **T1000**, como evidenciado pelo aumento da dureza que foi responsável pela diminuição da ductilidade da matriz.

Observou-se, ainda, que os parâmetros de ductilidade obtidos nos ensaios de tração a 927°C, tanto do A (%) quanto da RA (%), aumentaram demasiadamente em relação aos ensaios em temperatura ambiente. Por outro lado, os parâmetros de resistência mecânica das duas condições reduziram drasticamente a 927°C. Por fim, nota-se que, à temperatura ambiente, os parâmetros de resistência mecânica da condição **CR** são levemente maiores (em torno de 4%) que o da **T1000**, ao passo que os parâmetros de ductilidade são mais de 50% maiores. Novamente, percebe-se que esse motivo está associado ao fato da presença de precipitação de carbonetos secundários na matriz austenítica da condição **T1000**. No entanto, nos ensaios a 927°C, praticamente não houve diferença nos parâmetros de ductilidade para as duas condições. Não se pode dizer o mesmo a respeito dos parâmetros de resistência mecânica a 927°C, os quais se apresentaram em torno de 54% maiores na condição **T1000**, se comparados com a condição **CR**. Esse comportamento já era esperado, pois está associado ao menor valor de energia absorvida por impacto da condição **T1000** (123,5 kJ/m²), se comparada com o da **CR** (199,4 kJ/m²), ensaiada a 927°C.

A Figura 4 apresenta as histereses obtidas de ciclos próximos à falha de corpos de prova ensaiados em fadiga por controle de amplitude de deformação. A Figura 4(a) apresenta a histerese do ciclo 2500 de um corpo de prova **T1000**, ensaiado a temperatura ambiente (23°C), com 0,30% de deformação, e na Figura 4(b) é apresentada uma histerese do ciclo 702 de um corpo de prova **T1000**, ensaiado a 927°C, também com 0,30% de deformação. Nota-se que a parcela de amplitude de deformação plástica é maior na temperatura de 927°C (histerese menos estreita) devido à oxidação sofrida pelo material, resultando em um material de maior ductilidade nesta temperatura, conforme mostra a Tabela 2. No entanto, de acordo com Webster e Ainsworth,⁽⁷⁾ a histerese obtida comprova que o ciclo de carregamento, mesmo na temperatura de 927°C, foi submetido apenas e, puramente, ao fenômeno de fadiga, ou seja, a frequência de 5 Hz juntamente com a

onda senoidal utilizada neste tipo de ensaio não foi capaz de submeter os corpos de prova ao fenômeno de fluência. Há de se ressaltar que houve uma maior dificuldade no controle da deformação nos ensaios na temperatura de 927°C, uma vez que sob este aspecto a histerese apresenta-se com certa quantidade de serrilhados, o que pode estar associado ao fenômeno de envelhecimento dinâmico, DSA, o qual deverá ser estudado com mais detalhe no decorrer deste trabalho.

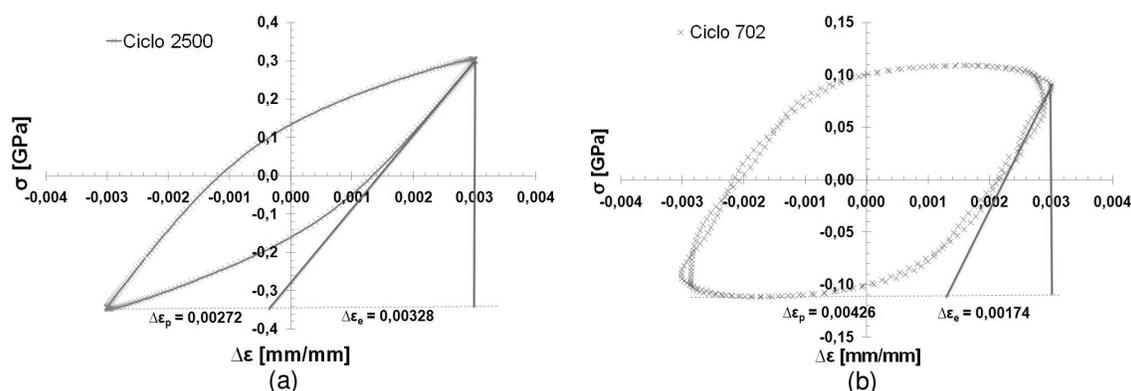


Figura 4. Exemplo de histereses obtidas em ensaios de fadiga ε - N com 0,30% de controle de amplitude de deformação: (a) ciclo 2500 para o corpo de prova **T1000** ensaiado a 23°C e (b) ciclo 702 para o corpo de prova **T1000** ensaiado a 927°C.

As Figuras 5(a) e 5(b) apresentam as curvas ε - N do material **T1000** ensaiado nas temperaturas de 23°C e 927°C, respectivamente. O valor da transição de vida em fadiga, $2N_t$, do material **T1000** ensaiado a 23°C (1.900 reversos) é menor do que o ensaiado a 927°C (5.000 reversos). Sabe-se que este parâmetro representa a vida correspondente à intersecção entre as curvas elástica e plástica, ou seja, a vida na qual o ciclo estável de histerese possui a parcela de deformação elástica igual à plástica. Um fator que corrobora com o aumento de $2N_t$, em 927°C, é o fato do material **T1000** possuir maior ductilidade em elevadas temperaturas, se comparada com a temperatura ambiente, conforme pôde ser comprovado com os resultados apresentados na Tabela 2.

A Figura 6 apresenta, conjuntamente, as curvas ε - N do material **T1000** ensaiado a 23°C e 927°C. Nota-se que, para uma mesma amplitude de deformação, a vida em fadiga do material ensaiado em 23°C é bem maior do que a vida em fadiga a 927°C, principalmente na região de fadiga de alto ciclo, acima de 10^4 ciclos, onde há o domínio da deformação elástica no material. O fato de que à 927°C a vida em fadiga foi reduzida, pode ser atribuído a dois fatores dependentes do tempo: uma nucleação prematura decorrente de uma significativa redução do limite de escoamento em conjunto com o efeito da oxidação superficial das bandas permanentes de deslizamento que causam uma vida reduzida.

A Tabela 3 apresenta um resumo dos parâmetros obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo. Os parâmetros elásticos σ'_f e b representam o coeficiente de resistência à fadiga e o expoente de Basquin, respectivamente. Os parâmetros plásticos ε'_f e c representam, respectivamente, o coeficiente e o expoente de ductilidade em fadiga. As equações de deformação total, $\Delta\varepsilon/2$, do material **T1000**, ensaiados por fadiga nas temperaturas de 23°C e 927°C, estão apresentadas nas respectivas Equações 1 e 2.

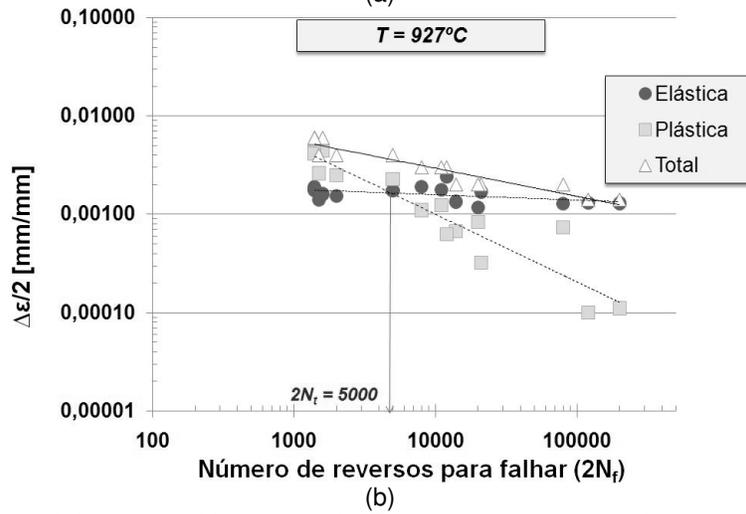
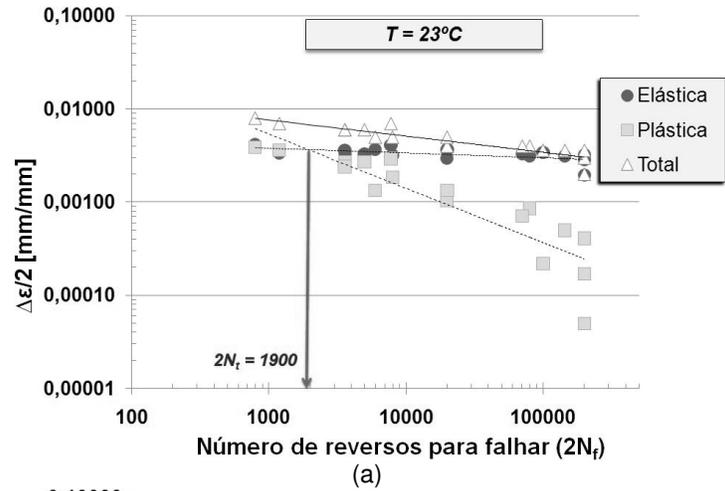


Figura 5. Curvas deformação-vida do material **T1000** nas temperatura de: (a) 23°C e (b) 927°C.

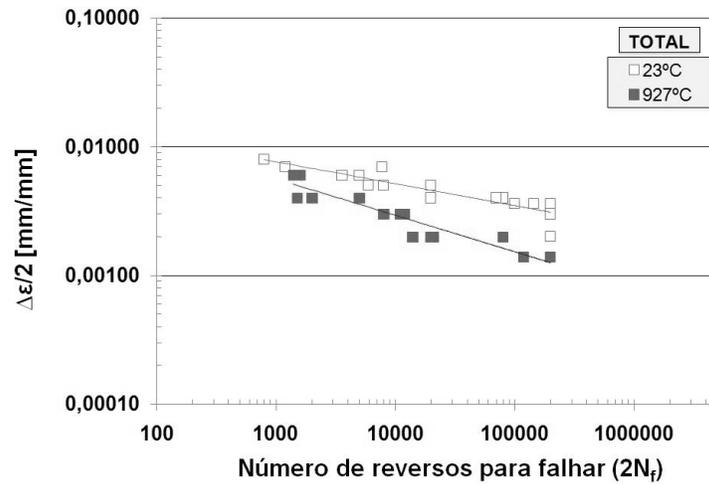


Figura 6. Sobreposição entre as parcelas totais da curva deformação-vida do material **T1000** nas temperaturas de 23°C e 927°C.

Tabela 3. Parâmetros de fadiga de baixo ciclo do material **T1000** nas temperaturas estudadas

Temperaturas	Parcela Elástica			Parcela Plástica		
	E [GPa]	σ'_f [MPa]	σ'_f/E	b	ϵ'_f	c
23°C	175,0	980,0	0,0056	-0,055	0,2968	-0,581
927°C	70,8	184,1	0,0026	-0,054	0,5504	-0,686

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,0056 \cdot (2Nf)^{-0,055} + 0,2968 \cdot (2Nf)^{-0,581} \quad (1)$$

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,0026 \cdot (2Nf)^{-0,054} + 0,5504 \cdot (2Nf)^{-0,686} \quad (2)$$

A Figura 7 apresenta a taxa de propagação de trinca por fadiga, da/dN , em função da variação do fator de intensidade de tensão, ΔK , na condição **CR** e **T1000**, obtida nas temperaturas de 23°C e 927°C. Dessa forma, pode-se observar que, para um mesmo nível de ΔK , a velocidade de propagação da trinca por fadiga é maior no material ensaiado em 927°C do que em 23°C, para ambas as condições microestruturais. Esse significativo aumento na taxa de propagação da trinca, a 927°C, deve-se a um mecanismo dependente da temperatura, o qual supõe que o crescimento de trinca cíclico se desenvolve por um mecanismo decoesivo cisalhante, pelas intensas bandas de deslizamento na ponta da trinca. Este mecanismo de formação de estrias pelo fluxo plástico das bandas de deslizamento na ponta da trinca considera que a deformação irreversível durante cada ciclo de carregamento e descarregamento resulta na produção de “orelhas” que aumentam a aparência da superfície de fratura estriada.⁽⁷⁾ Este fato é consistente com o fato de que há maior difusão de precipitados em altas temperaturas, fazendo com que a matriz do material se torne mais dúctil. Em suma, esses fatores agem em uma sinergia, para contribuir no acréscimo da taxa de propagação de trinca por fadiga dos materiais **CR** e **T1000** em 927°C, se comparados com os ensaios a 23°C.

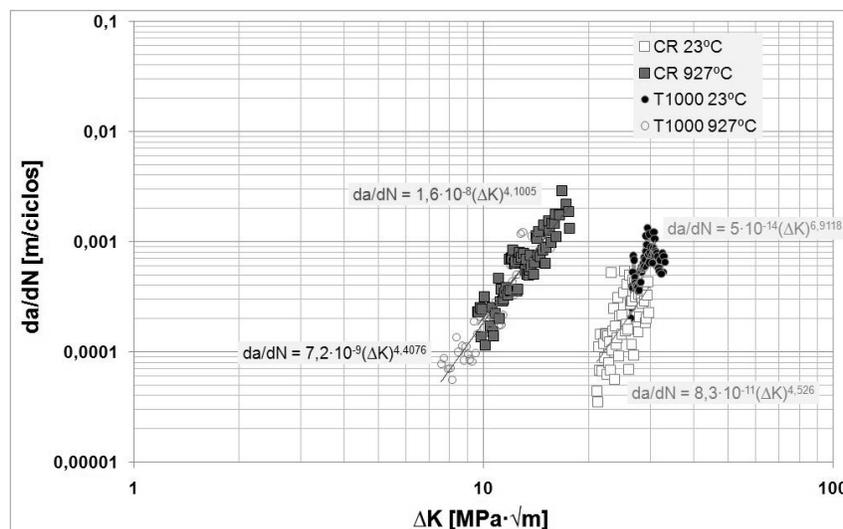


Figura 7. Curva da/dN versus ΔK de corpos de prova nas condições **CR** e **T1000**, ensaiados nas temperaturas de 23°C e 927°C.

Em relação aos ensaios de propagação de trinca por fadiga, realizados a 23°C, nota-se que ambas as condições microestruturais exibiram quedas repentinas da taxa de propagação de trinca por fadiga na região de Paris⁽⁶⁾ da curva da/dN

versus ΔK . Após uma determinada propagação da trinca, a taxa volta a crescer, similarmente ao que acontece quando se analisa o efeito de sobrecargas na propagação de trincas. Este fenômeno pode estar associado a variações microestruturais de curta distância, que podem dificultar ou restringir as deformações na frente da ponta da trinca e, assim, reduzir a sua velocidade. Outra possibilidade seria o bifurcamento da trinca em várias frentes devido às mesmas variações microestruturais mencionadas, o que reduziria momentaneamente a taxa de propagação da trinca por fadiga. Assim, há a necessidade de uma maior energia cedida à ponta da trinca para que essas barreiras possam ser contornadas. Uma vez que a ponta da trinca ultrapassa esta região, a taxa de propagação vai aumentando novamente. Nesta temperatura, a taxa de propagação de trinca por fadiga é levemente superior no material **T1000**, provavelmente devido à maior quantidade de precipitação secundária em sua matriz austenítica que torna o material menos dúctil⁽⁵⁾. No entanto, na temperatura de 927°C não se nota uma diferença significativa na taxa de propagação em relação às diferentes condições microestruturais. A Tabela 4 apresenta os parâmetros da equação de Paris obtidos nos ensaios de propagação de trinca por fadiga.⁽⁶⁾

Tabela 4. Parâmetros da equação de Paris para o material estudado em diferentes condições

Condições	Temperaturas	Parâmetros da equação de Paris	
		C	m
CR	23°C	$8,3 \cdot 10^{-11}$	4,5260
CR	927°C	$1,6 \cdot 10^{-8}$	4,1005
T1000	23°C	$5,1 \cdot 10^{-14}$	6,9118
T1000	927°C	$7,2 \cdot 10^{-9}$	4,4076

A partir desta tabela, as equações de Paris, do material nas condições **CR** e **T1000**, ensaiados nas temperaturas de 23°C e 927°C, podem ser apresentadas por meio das Equações 3 a 6.

$$da/dN_{CR23°C} = 8,3 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{4,5260} \quad (3)$$

$$da/dN_{CR927°C} = 1,6 \cdot 10^{-8} (\Delta K)^{4,1005} \quad (4)$$

$$da/dN_{T100023°C} = 5,1 \cdot 10^{-14} (\Delta K)^{6,9118} \quad (5)$$

$$da/dN_{T1000927°C} = 7,2 \cdot 10^{-9} (\Delta K)^{4,4076} \quad (6)$$

Na Figura 8, as macrografias das regiões de fratura obtidas em amostras **CR** ensaiadas nas temperaturas de 25°C e 927°C são apresentadas. Percebem-se claramente as regiões de pré-trinca, de propagação da trinca por fadiga e de fratura final em cada corpo de prova. Pode-se notar que a parte mais escura da Figura 8(b) refere-se à oxidação sofrida pelo material devido ao tempo de exposição à temperatura de 927°C.

As micrografias das superfícies da fratura final para a condição **T1000** ensaiada a 23°C e 927°C estão apresentadas na Figura 9. Notou-se que o modo de fratura a 23°C para as duas condições microestruturais é diferente dos ensaiados em 927°C. De modo geral, os materiais ensaiados a 23°C possuem uma fratura mais plana do que a observada a 927°C. Nos ensaios realizados em 927°C também não foi percebida uma diferença significativa entre os modos de fratura nas duas condições microestruturais: o que se nota é uma fratura de aspecto mais dúctil e com uma propagação de trinca bastante sinuosa. Da observação dos óxidos na superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados em alta temperatura, pode ser

inferido que o processo de oxidação pode ter parcialmente contribuído para um processo de propagação intergranular (interdendrítico). Bressers *et al* ⁽⁸⁾ comparou o comportamento em fadiga em vácuo e ar de uma liga 800H, ensaiada em diferentes temperaturas, e concluiu que a oxidação não somente reduziu o tempo de iniciação de trincas, como também acelerou a sua propagação. Também foi mostrado que um aumento da propagação transgranular de trinca pode acontecer como resultado de uma formação repetida de uma camada de óxido na ponta da trinca, sendo que a cada ciclo ocorre a sua ruptura e nova exposição de material virgem. ⁽⁹⁾

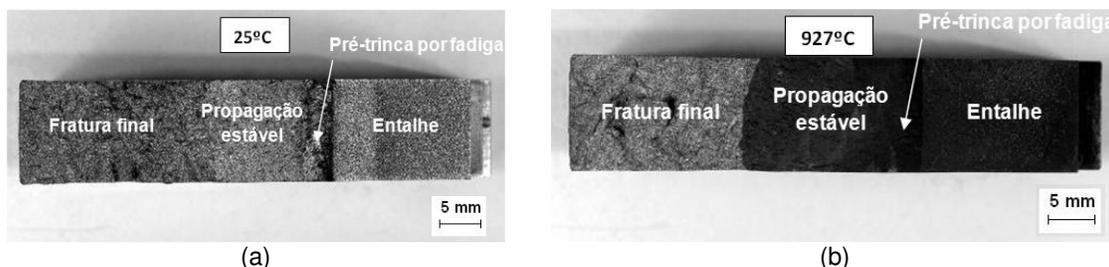


Figura 8. Macrografia das superfícies de fratura de corpos de prova **CR** ensaiados em propagação de trinca por fadiga em: (a) 25°C e (b) 927°C.

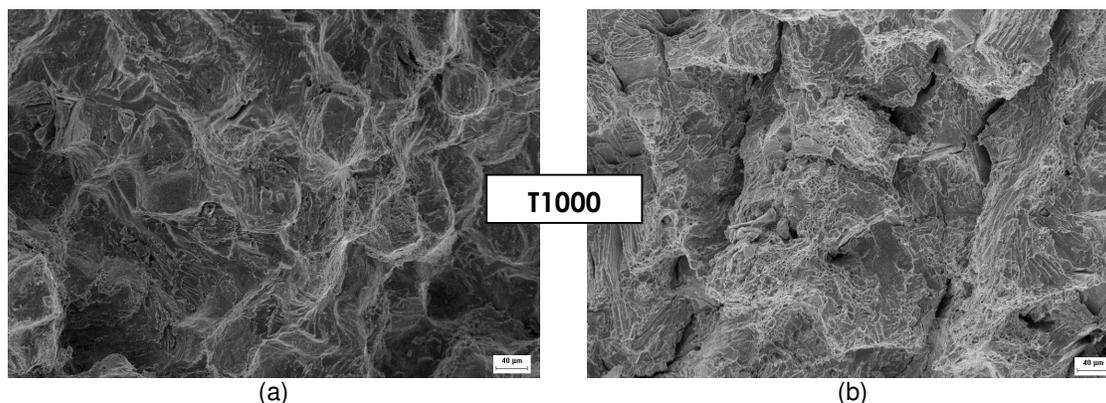


Figura 9. Micrografias da superfície de fratura de corpos de prova **T1000** ensaiados por propagação de trinca por fadiga. (a) 23°C, (b) 927°C. Aumento de 500x com o comprimento da escala de 40 µm.

4 CONCLUSÕES

Foi possível notar que o tratamento térmico de envelhecimento **T1000** foi capaz de elevar em torno de 17% o valor de dureza do material e diminuir sua ductilidade, em relação à condição **CR**, em torno de 48%, conforme já era esperado.

Os ensaios de tração, impacto e dureza confirmaram que, na temperatura de 927°C, há uma maior ductilidade e, conseqüentemente, uma menor resistência mecânica para ambas as condições **CR** e **T1000**, se comparadas com ensaios em 23°C.

Já os ensaios de fadiga de baixo ciclo mostraram que a vida de transição ($2N_i$) da condição **T1000** é maior na temperatura de 927°C (5.000 reversos), devido à sua maior ductilidade, se comparada com ensaios a 23°C (1.900 reversos). A vida em fadiga do material ensaiado em 23°C é bem maior do que a vida em fadiga a 927°C, principalmente na região de fadiga de alto ciclo. Este fato pode ser atribuído a dois fatores dependentes do tempo: nucleação prematura decorrente de uma significativa redução do limite de escoamento e/ou efeito da oxidação superficial das bandas de deslizamento permanentes.

Quanto aos ensaios de propagação de trinca por fadiga, estes mostraram que a taxa da/dN , para cada condição do material, é maior na temperatura de 927°C do que em 23°C, devido ao fato da maior ductilidade que o material possui em elevada temperatura. Notou-se também que, na temperatura de 23°C, a taxa de propagação de trinca por fadiga é maior no material **T1000** do que no **CR**, devido à grande quantidade de precipitados secundários existentes na matriz austenítica do primeiro.⁽⁵⁾ Nos ensaios a 927°C não foi notada diferença significativa de comportamento para as duas condições.

Em suma, o aço ASTM A-297 Gr HP, na condição **T1000**, pode ser utilizado em aplicações onde um componente é submetido a carregamentos cíclicos e repetitivos, na temperatura de 927°C, pois, nesta condição, este apresenta elevado nível de ductilidade (13,5% de alongamento percentual, 52,4% de redução de área, e 123,5 kJ/m² de energia absorvida por impacto).

AGRADECIMENTOS

Os autores expressam os seus agradecimentos ao CNPq, pela bolsa concedida ao primeiro autor, e ao Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da EESC – USP pelo uso de seus equipamentos e instalações.

REFERÊNCIAS

- 1 NUNES, F.C., Alteração da microestrutura e das propriedades mecânicas pela adição de ítrio em aços inoxidáveis do tipo-HP modificado fundidos por centrifugação. 2005, 288p. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia Metalúrgica), COPPE/UFRJ-RJ, Rio de Janeiro/RJ.
- 2 NUNES, F.C., ALMEIDA, L.H., DILLE, J., DELPLANCKE, J.L., LE MAY, I., *Microstructural changes caused by yttrium addition to NbTi-modified centrifugally cast HP-type stainless steel. Materials Characterization*, v.58, p. 132-142, 2007.
- 3 LIAW, P.K., SAXENA, A., SCHAEFER, J., *Creep crack growth behavior of steam pipe steels: effects of inclusion content and primary creep. Engineering Fracture Mechanics*, v.57, p. 105-130, 1997.
- 4 ALMEIDA, L.H., RIBEIRO, A.F., LE MAY, I., *Microstructural characterization of modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes. Materials Characterization*, v.49, p. 219-229, 2003.
- 5 CASTRO, D.B.V., MALUF, O., BUENO, L.O., BOSE FILHO, W.W., SPINELLI, D., RUCKERT, C.O.F.T., Efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas do aço ASTM A-297 Gr HP modificado com nióbio. CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Porto de Galinhas/PE, Brasil, n.18, p. 5852-5864, nov. 2008.
- 6 BANNANTINE, J.A., COMER, J.J., HANDROCK, J.L., *Fundamentals of metal fatigue analysis. New Jersey: Prentice Hall*, 1990.
- 7 WEBSTER, G.A., AINSWORTH, R.A., *High temperature component life assessment. London: Chapman & Hall*, 1994.
- 8 BRESSERS, J., SCHUSSER, U., ILSCHENER, B., *Low cycle fatigue and elastoplastic behavior of materials, Elsevier Applied Science, London*, p. 365-370, 1987.
- 9 CHEN, L.J., LIAW, P.K., MCDANIELS, R.L., KLARSTROM, D.L., *The low-cycle fatigue and fatigue-crack-growth behavior of HAYNES HR-120 alloy. Metallurgical and Materials Transactions A*, v.34A, p. 1451-1460, 2003.