

CARACTERIZAÇÃO DA FADIGA DE LIGAS SUPERELÁSTICAS DE NiTi EM ENSAIOS DE FLEXÃO ROTATIVA¹

Ana Maria Gontijo Figueiredo²

Paulo José Modenesi³

Vicente Tadeu Lopes Buono⁴

Resumo

Este trabalho apresenta um estudo do comportamento de fios de NiTi submetidos a fadiga por flexão rotativa, através de análise da vida em fadiga sob controle de deformação (curvas ϵ_a-N_f). Após caracterização física e mecânica do material, foram realizados ensaios com fios de NiTi sob quatro condições diferentes (austenítico estável, superelástico, bifásico e martensítico estável, os três últimos à temperatura ambiente). Para comparação, foi ensaiado um fio de aço inoxidável austenítico. As curvas ϵ_a-N_f obtidas foram comparadas entre si e com as encontradas na literatura. Foram adotadas amplitudes de deformação variando de 0,6% a 12% para os fios de NiTi e de 0,4% a 1,1% para o aço. Os valores de vida em fadiga encontrados para os fios de NiTi foram superiores aos do aço em todas as faixas de deformação e condições iniciais estudadas. As curvas ϵ_a-N_f dos fios de NiTi bifásico e superelástico, sob amplitude de deformação abaixo de 4%, são coerentes com as da literatura e próximas à curva do fio austenítico estável. Sob amplitudes de deformação maiores, a vida em fadiga passa a crescer com a deformação, até que seja atingida a região próxima à curva do fio martensítico estável. Esse comportamento incomum resulta, para valores altos de deformação, numa curva em forma de “Z”. Tais resultados estão possivelmente vinculados à inibição da transformação martensítica na ponta da trinca, devida à redução de volume que a acompanha, até que ocorra transformação generalizada do material nas regiões mais solicitadas, próximas à superfície do fio.

Palavras-chave: Ligas de NiTi; Superelasticidade; Vida em fadiga

FATIGUE CHARACTERIZATION OF NITI SUPERELASTIC ALLOYS BY ROTATING-BENDING TESTS

Abstract

This paper presents an analysis of fatigue life under strain control (ϵ_a-N_f curve) of NiTi wires submitted to bending-rotation fatigue. After physical and mechanical characterization, fatigue tests were carried out on NiTi wires at four different conditions (stable austenite, superelastic, biphasic and stable martensite). An austenitic stainless steel wire was also tested for comparison. Strain amplitudes from 0.6% to 12% were used for NiTi wires, and from 0.4 to 1.1% were used for steel. The resulting ϵ_a-N_f curves together with data from the literature are compared. Fatigue life of the NiTi wires were always longer than that of steel in all ranges of strain and wire initial condition investigated. For strain amplitudes up to 4%, ϵ_a-N_f curves for biphasic and superelastic wires are consistent with those values reported in the literature, closely approaching the stable austenitic wire's curve. For higher strain amplitudes, it is found that fatigue life of superelastic and biphasic wires increases with strain until they approach the fatigue life curve of stable martensite wire. This unusual behavior results in a “Z-shaped” curve for high strain values. It is possibly linked to the inhibition of martensitic transformation ahead of the crack tip, caused by the volume reduction inherent to that phase transformation, until this transformation occurs all over the material in the more stressed regions located close to the wire surface.

Key words: NiTi alloys; Superelasticity; Fatigue life

¹ Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² Mestre, Professora Adjunto do Departamento de Engenharia de Estruturas, doutoranda do Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG.

³ PhD, Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UFMG.

⁴ Dr., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UFMG.

INTRODUÇÃO

Efeito memória de forma (EMF) e superelasticidade (SE) são duas manifestações da propriedade que possuem alguns materiais de recuperar grandes deformações, retornando à forma original. Diferindo entre si apenas com relação às temperaturas em que ocorrem, estas propriedades são um efeito macroscópico de transformações de fase termoelásticas, cristalograficamente reversíveis, de uma fase parente austenítica (FP) para uma fase produto martensítica (FM) – transformações martensíticas (TM), induzidas por tensão e/ou temperatura. O mecanismo de recuperação é a transformação reversa (TR), da FM para a FP. Capazes, ainda, de dissipar energia durante os ciclos de carga-descarga devido a uma grande histerese mecânica, estes materiais têm aplicação em diversas áreas. Destacam-se as ligas aproximadamente equiatômicas de NiTi, uma vez que, além da capacidade de recuperar deformações da ordem de 8%, apresentam outras propriedades importantes, tais como biocompatibilidade, compatibilidade biomecânica, resistência a deformações localizadas e a fadiga. Mostram-se adequadas às aplicações médicas e dentárias, pois o efeito pode ser conseguido na faixa de temperaturas entre a ambiente e a do corpo humano.⁽¹⁻³⁾ Tratamentos termomecânicos e composição química determinam tanto a extensão da deformação recuperável, quanto a estabilidade desse efeito. Nesse sentido, destacam-se as ligas com teores de Ni pouco acima de 50%, que se decompõem precipitando, dentre outras, a fase metaestável Ti_3Ni_4 ,⁽⁴⁾ que acentua a superelasticidade. Denominam-se, no resfriamento, M_s a temperatura na qual tem início a transformação FP→FM e M_f , a temperatura de término da TM, abaixo da qual o material é essencialmente martensítico; no aquecimento, A_s a temperatura de início da transformação reversa FM→FP e A_f a temperatura em que termina a transformação FM→FP, acima da qual o material encontra-se na FP (austenita); e M_d a temperatura mais alta em que é possível a ocorrência de TM induzida por tensão. Em alguns casos, pode haver a formação de uma fase martensítica (fase R) intermediária entre as fases austenítica e martensítica final. Outra característica da TM das ligas de NiTi é a variação negativa de volume que a acompanha, menor que 0,5%.⁽⁵⁻⁸⁾ Na maioria de suas aplicações, este material é submetido a solicitações térmicas e/ou mecânicas cíclicas ou variáveis podendo sofrer fadiga tanto funcional (degradação das propriedades), quanto estrutural (fratura),⁽⁹⁾ determinadas pelas mudanças microestruturais ocorridas durante a ciclagem. Segundo Duerig, Pelton e Stockel⁽¹⁰⁾ e Morgan,⁽¹¹⁾ as ligas de NiTi oferecem boa resistência em situações de fadiga de baixo ciclo, sob controle de deformação, enquanto podem apresentar pouca resistência a fadiga sob controle de tensão. Ainda segundo Morgan,⁽¹¹⁾ há convergência de opiniões a respeito da influência das condições superficiais, inclusões e deformação plástica sobre iniciação e crescimento de trincas no estágio 1. Há consenso também sobre o estágio 3, de fratura final rápida, que é tipicamente caracterizado por coalescimento de micro-cavidades (*dimples*) levando à fratura dúctil por sobrecarga, tal como na maioria dos materiais metálicos convencionais. Já as informações sobre o crescimento de trincas no estágio 2 são ainda bastante controversas.⁽¹¹⁾ O estudo da vida em fadiga de ligas de NiTi, sob controle de deformação, tem sido realizado através de ensaios de ciclagem tração-tração, tração-compressão,^(5,12-14) ou flexão rotativa.^(10,15-18,20-23) De maneira geral, os trabalhos confirmaram, ou complementaram, os resultados de Melton

e Mercier^(5,14) quanto ao fato da curva Amplitude de deformação x Número de ciclos para falha (curva ϵ_a-N_f) seguir a lei de Coffin-Manson. Relatam, ainda, que os efeitos de variação no diâmetro do fio e na velocidade de rotação são devidos à variação de temperatura delas decorrente, isto é, seu aumento diminui a vida em fadiga. Ressalta-se que apenas o trabalho de Young e Van Vliet⁽²³⁾ apresenta resultados de ensaios de flexão rotativa com amplitudes de deformação maiores que 4% (até 18,2%).

A natureza não-linear da superelasticidade dificulta a compreensão e a modelagem da fadiga através das teorias convencionais, permanecendo ainda pouco compreendidos a vida em fadiga e alguns dos fatores que a afetam.⁽¹¹⁾ Busca-se, neste trabalho, comparar as curvas ϵ_a-N_f determinadas por ensaios de flexão rotativa de fios de NiTi sob quatro formas diferentes: austenítica estável, superelástica, bifásica e martensítica estável, à luz da caracterização dos materiais envolvidos. É feita, também, comparação com a curva de um aço inoxidável austenítico, obtida no presente trabalho, e com as curvas obtidas na literatura.⁽¹⁶⁻²³⁾

MATERIAL E MÉTODOS

Foram empregados fios de NiTi de 1mm de diâmetro, fabricados pela Nitinol Devices and Components (EUA) e submetidos a tratamentos termomecânicos tais que um deles apresenta microestrutura austenítica superelástica (aqui denominado A0), outro apresenta microestrutura martensítica estável (A45) e o terceiro é bifásico à temperatura ambiente (A25). O fio A0 possui 50,8%_{at} Ti e A_f nominal de 0°C; os fios A25 e A45 possuem ambos 50,4%_{at} Ti e A_f nominal de 25°C e 45°C, respectivamente. Foi empregado um fio de aço inoxidável austenítico 308L, também de 1mm de diâmetro. As temperaturas de transformação efetivas dos fios de NiTi foram determinadas por calorimetria diferencial de varredura (DSC), com o equipamento DSC 60 (Shimadzu, Japão). As fases presentes foram identificadas através de difratometria de raios X (DRX) em um equipamento PW 1710 (Philips-PANalytical, Holanda), em amostras tanto dos fios como recebidos (análise da superfície), quanto dos fios preparados metalograficamente (seções longitudinais), visando avaliar se o preparo das amostras modifica a microestrutura da superfície do material, principalmente na fase de polimento, tanto por introdução de deformações residuais quanto por um possível aquecimento. A análise microestrutural foi realizada em microscópio eletrônico de varredura (MEV), JSM 6360 (Jeol, Japão), em seções lixadas, polidas e atacadas com uma solução de HNO₃-10% e HF-5% em água. As propriedades mecânicas do fio A0 foram determinadas através de ensaio de tração, sob velocidade de deformação de 10⁻³s⁻¹, em equipamento Instron 5582 (EUA). As propriedades mecânicas dos fios A25 e A45 foram obtidas em ensaios desenvolvidos anteriormente.⁽²⁴⁾ Os ensaios de flexão rotativa foram realizados em equipamento desenvolvido no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG (Figura 1). Consiste de um motor elétrico de corrente contínua (A) alimentado por uma fonte de energia (B), que controla de velocidade de rotação. O fio a ser ensaiado é fixado ao eixo do motor por um mandril (E) e sua outra extremidade é apoiada em um pequeno rolamento (C). Os apoios permitem apenas a rotação do fio em torno de seu próprio eixo. Foi adotado o ângulo interno de 60°, menor que os ângulos de 90°⁽²⁴⁾ e 180° adotados por outros autores,⁽²⁰⁻²²⁾ visando reduzir tanto os esforços de torção no fio, devidos à geometria da

montagem, quanto o volume de material exposto à fadiga.⁽²³⁾ O rolamento (C) pode ser fixado em qualquer ponto da guia (D), o que permite variar o raio de curvatura e, assim, a deformação máxima do fio.

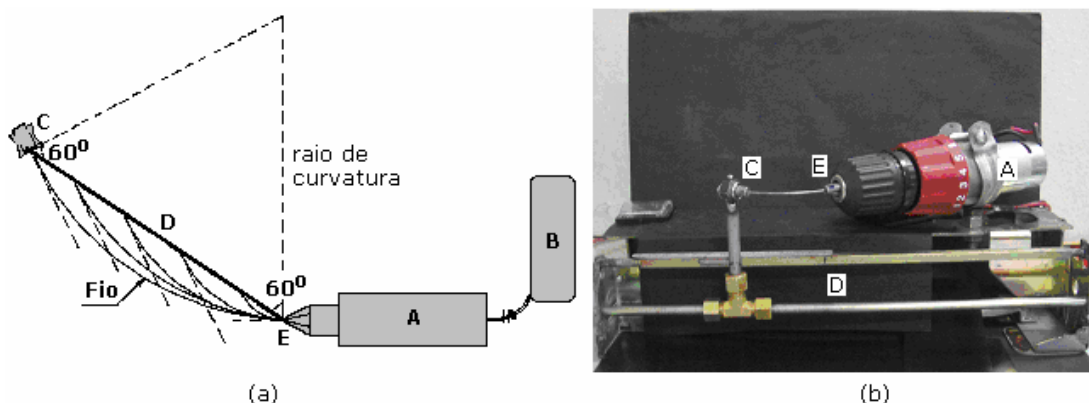


Figura 1. Equipamento utilizado para ensaios de flexão rotativa: (a) esquema – planta; (b) fotografia – perspectiva.

Para a construção das curvas ϵ_a-N_f , foram realizados 171 ensaios à temperatura ambiente com o fio A0, 36 com este fio a 90°C (acima de M_d), 47 ensaios com o fio A25, 37 com o fio A45 e 27 ensaios com o fio de aço. Para minimizar alterações nas propriedades do material,^(15,17-22) a temperatura dos fios de NiTi durante os ensaios, medida com termopar, foi controlada através da velocidade de rotação do fio, na faixa de 30 a 480 rpm. A temperatura dos fios foi mantida entre 22°C e 30°C, que no caso do fio A0 é superior a A_f (18°C); no caso do fio A45 é inferior a A_s (46°C) e, no caso do fio A25, situa-se entre A_s e A_f (18°C e 48°C, respectivamente). A temperatura de 90°C, na qual foi ensaiada outra série do fio A0, foi suposta superior a M_d , considerada esta da ordem de $A_f+50^\circ\text{C}$ (hipótese comprovada, posteriormente, a partir dos resultados dos ensaios).

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os difratogramas de RX registram, nas duas amostras do fio superelástico A0 (como recebido e preparado), a presença apenas de austenita (FP), além do precipitado Ti_3Ni_4 . Nenhum registro foi obtido da presença de fase martensítica induzida durante o preparo da amostra. No fio A45, era esperada a presença apenas de fases martensíticas, além do precipitado Ti_3Ni_4 . Entretanto, é também observada presença de fase austenítica, que não parece advir de TR durante o preparo, uma vez que foi detectada também no material como recebido. Resultado semelhante foi obtido para o fio A25, o que, neste caso, veio confirmar a presença das duas fases à temperatura ambiente. As temperaturas de transformação médias encontradas nos ensaios de DCS são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1. Temperaturas de transformação dos fios A0, A25, A45 ^(*)Média (Desvio-Padrão)

Fio	A_s (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	R_s (°C)	R_f (°C)
A0	-16,0 (1,0)*	17,9 (0,6)	8,6 (0,2)	-20,0 (1,0)		
A25	18,0 (0,0)	48,0 (0,0)	36,4 (0,0)	27,9 (0,4)		
A45	46,0 (1,0)	57,3 (0,8)	1,5 (0,0)	-19,8 (0,4)	41,0 (0,0)	34,5 (0,0)

A análise metalográfica sugere tamanho de grão do fio A0 da ordem de 30 μ m e de 20 μ m para os outros fios. Pôde-se notar a presença de partículas dispersas na matriz, cuja composição química, verificada por EDS no fio A0, sugere Ti₄Ni₂O, óxido de presença comum nesse material,^(25,26) além de cavidades alinhadas, possíveis evidências de precipitados globulares arrancados durante o preparo. A Figura 2 apresenta curvas de ensaio de tração de cada um dos fios de NiTi. A forma geral destas curvas, particularmente o valor da tensão de transformação, coincide com o esperado para os três fios. As propriedades mecânicas obtidas a partir dos ensaios de tração (valores médios de três ensaios para cada fio) estão listadas na Tabela 2.

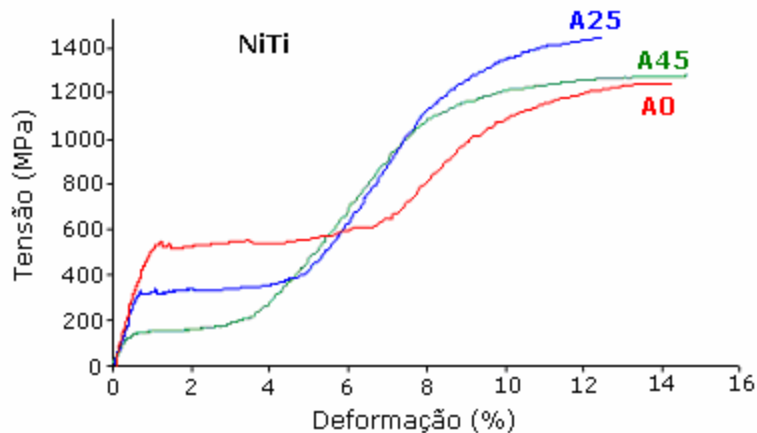


Figura 2. Curvas tensão-deformação típicas dos fios A0, A25 e A45, obtidas nos ensaios de tração.

Em síntese, visando sua utilização em ensaios de fadiga, pode-se considerar que os fios apresentaram o comportamento mecânico esperado, isto é, tomando a temperatura ambiente como padrão, na qual o comportamento do fio A0 é superelástico, ensaiar os fios A25 e A45 nessas condições equivale a ensaiar o A0 a uma temperatura mais baixa, entre A_s e A_f no caso A25 (bifásico), e abaixo de A_s no caso A45 (martensítico estável). Complementarmente, buscou-se obter o comportamento de um fio austenítico estável, inibindo a TM do fio A0 através da elevação da temperatura até 90°C.

Tabela 2. Propriedades mecânicas obtidas em ensaios convencionais de tração.

	A0	A0 nominal⁽⁵⁾	A25	A45
Propriedade	Média (D.P.)		Média (D.P.)	Média (D.P.)
Tensão crítica de TM/demaclação (MPa)	552,0 (2,0)	450 ($\epsilon = 3\%$)	310,0 (11,0)	100,0 (26,0)
Lim. de resistência (MPa)	1240,0 (0,0)	1100 a 1150	1.380,0(35,0)	1.260,0 (27,0)
Deform. máx. no patamar de ^(*) /demaclação ^(**) (%)	7,2 (0,4) ^(*)	max. 8%	4,4 (0,4) ^{(*)(**)}	3,0 (0,2) ^(**)
Deformação na ruptura (%)	13,0 (1,0)	min. 10%	11,0 (2,0)	17,0 (2,0)

⁽⁵⁾ valores de referência, fornecidos pelo fabricante, NDC - Nitinol Devices & Components (www.nitinol.com)

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa, tanto para os fios de NiTi quanto para o aço, estão na Figura 3. Foram traçadas as curvas de tendência, para cada caso, com suas respectivas equações e coeficientes de correlação (R^2).

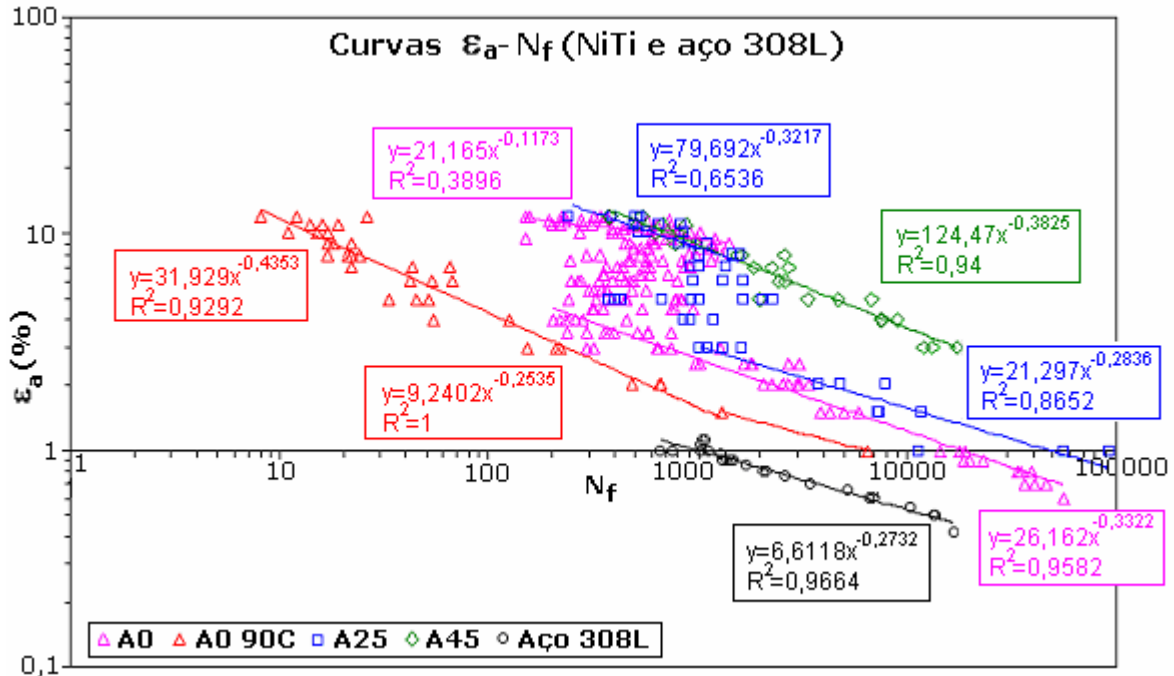


Figura 3. Curvas ϵ_a - N_f para NiTi (A0, A0 a 90°C, A25, A45) e aço 308L

Na maioria dos ensaios, a ruptura deu-se na região próxima ao mandril, possivelmente por ser esta a região onde ocorre a transmissão do esforço do motor ao fio. Os fios de NiTi, nas quatro formas ensaiadas, apresentaram maior vida em fadiga do que o aço, em todas as regiões da faixa de deformações analisada. Considerando o valor convencional ($N_f = 10^3$) para limite entre fadiga de alto e baixo ciclos, a maior parte dos ensaios do aço situa-se na região de alto ciclo. Não foi possível ensaiar este material com amplitudes de deformação maiores que 1,1% devido à pequena rigidez do fio, nem menores que 0,42%, devido às dimensões do equipamento. Nos fios de NiTi, foram realizados ensaios com deformações de até 12%.

Do conjunto das quatro curvas obtidas para os fios de NiTi observa-se que:

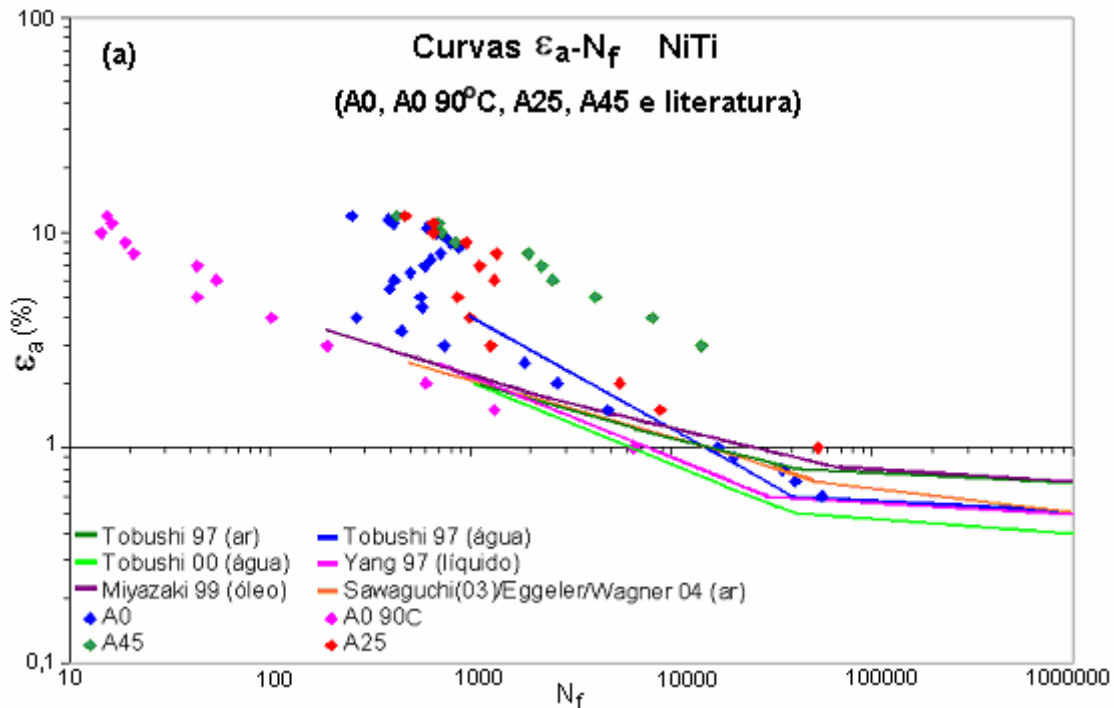
a) As curvas dos fios A0 (temperatura ambiente) e A25 encontram-se entre as curvas de A0 (90°C) e A45, inicialmente próximas à primeira. Para deformações acima de determinados valores, nota-se uma tendência de crescimento de N_f com a deformação, até que seja alcançada a região da curva do fio A45, a partir de onde as curvas praticamente se superpõem. Como resultado, nesta região as curvas dos fios A0 (temperatura ambiente) e A25 adquirem a forma de um “Z”.

b) As curvas dos fios A0 (90°C) e A45 apresentam a forma usual. O fio A0 (90°C) parece, de fato, não sofrer transformação martensítica, comportando-se como um material metálico convencional, obedecendo a lei de Coffin-Manson com duas regiões de coeficiente β diferentes, próximo a 0,2 para $N_f > 1000$ e próximo a 0,5 para valores menores.^(5,14) A curva do A45 (martensítico) é também semelhante às convencionais e mostra desempenho bem superior ao do A0 (90°C), o que é consistente com o fato do NiTi ser mais macio e mais dútil na forma martensítica.

c) O fio A25 é mais resistente à fadiga que o A0 (temperatura ambiente), coerentemente com o fato de ser bifásico (comportar-se como o A0 a uma temperatura

mais baixa). Além disso, a formação do “Z” ocorre com valores de deformação menores que os do fio A0, atingindo também mais cedo a curva do A45.

Na Figura 4, os valores médios de N_f , para os quatro casos de NiTi, são comparados com dados obtidos na literatura. Em comparação com estes, os valores do fio A0 (temperatura ambiente), para deformações de até ~4% (Figura 4-a), encontram-se dentro da faixa limitada pelas curvas dos outros autores.⁽¹⁶⁻²²⁾ O comportamento de A0 (temperatura ambiente) para $\epsilon_a < 2\%$ é bastante semelhante às curvas de Tobushi et al.⁽¹⁷⁾ ao ar, Miyazaki et al.⁽¹⁹⁾ e Sawagushi et al.⁽²⁰⁾ referentes à mesma faixa de deformações. A semelhança com as curvas obtidas sem controle de temperatura^(16,20) pode ser explicada pelo fato de que, sob pequenas deformações (abaixo de 1%, em fios de 1mm de diâmetro) o efeito da temperatura não é importante (produção de calor insuficiente).⁽²⁰⁾ Os resultados de todos os autores,⁽¹⁶⁻²²⁾ relativos à região de $N_f \leq 10^3$, também são próximos aos do A0, principalmente levando-se em conta a dispersão dos resultados deste fio que, na região de $\epsilon \geq 2\%$, apresenta um valor médio de aproximadamente 18%. As curvas apresentadas por Tobushi et al.⁽¹⁶⁾ em água, Tobushi et al.⁽¹⁷⁾ e Yang⁽¹⁸⁾ mostram diferenças maiores, em relação à do fio A0, do que as demais. Ressalta-se que, além das três referirem-se a ensaios sob controle rigoroso de temperatura, o diâmetro do fio usado em Tobushi et al.^(16,17) é 25% menor. Estas duas diferem mais fortemente de A0 na região de deformações intermediárias, sendo que a de Tobushi et al.⁽¹⁶⁾ apresenta valores maiores de vida em fadiga em grande parte desse trecho, como esperado. Porém, as duas outras curvas mostram valores menores de vida em fadiga que os de A0, e são muito semelhantes entre si nesta região, a despeito da diferença no diâmetro do fio.



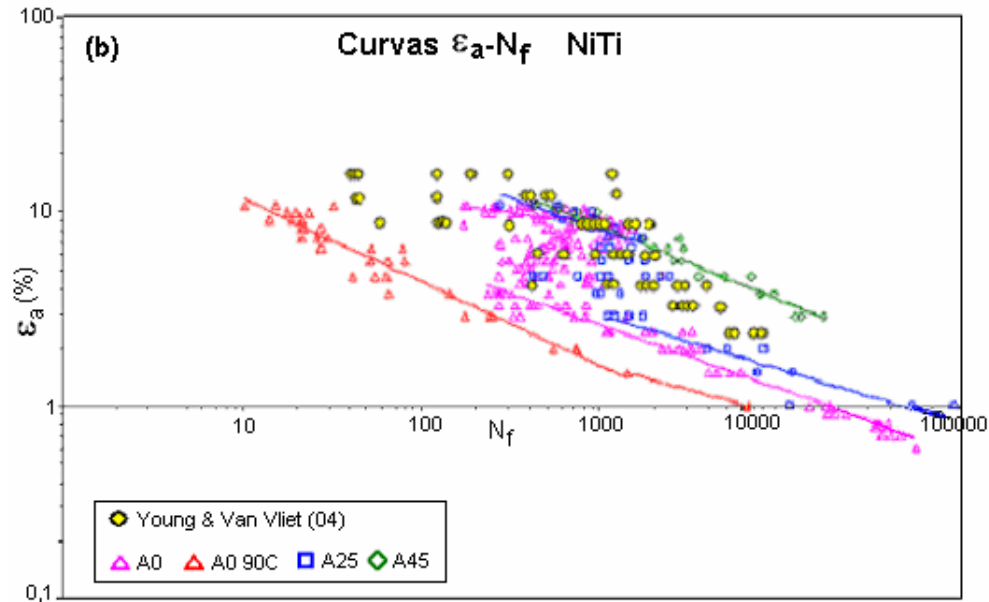


Figura 4. Curvas ϵ_a - N_f para NiTi (a) valores médios e curvas obtidas na literatura para ϵ_a até ~4%⁽¹⁶⁻²²⁾ (b) dispersão e valores obtidos em Young e Van Vliet.⁽²³⁾

Os resultados de Young e Van Vliet.⁽²³⁾ (ar), para deformações de até 12%, também estão situados na região limitada por A0 (90°C) e A45, com poucas exceções. Pode-se, inclusive, vislumbrar um efeito (“Z”) semelhante ao observado nas curvas de A0 e A25, não cabendo, entretanto, conclusões mais afirmativas, uma vez que os autores⁽¹⁶⁻²²⁾ não deixam claro a qual situação, dentre as estudadas, aqueles resultados se referem.

CONCLUSÕES

Os resultados obtidos permitem considerar a hipótese de que o fio de NiTi, ensaiado numa faixa de temperaturas na qual seria esperado comportamento superelástico, responde de maneira semelhante ao material na sua forma austenítica estável (curva do fio A0 ensaiado a 90°C), ainda que sob amplitudes de deformação acima das que produzem o início da transformação martensítica em ensaios de tração (acima de 2%). Tal fato parece corroborar a hipótese de que a transformação martensítica, que em princípio poderia ocorrer na(s) ponta(s) da(s) trinca(s), foi afetada, ou mesmo inibida, pela variação negativa de volume que a acompanha.^(6,8) Entretanto, a elevação da amplitude de deformação acima de determinado valor (~4% no caso do fio A0) parece produzir não somente TM na ponta das trincas, mas rapidamente a TM em todo o volume do material, invertendo a tendência de redução de N_f , até que a resposta atinja a região do material martensítico (curva do fio A45), quando passa a se comportar como este último, com curvas praticamente superpostas. A resposta do fio A25, bifásico à temperatura ambiente, também corrobora esta hipótese, uma vez que teoricamente se comportaria de forma semelhante ao fio A0 sob temperaturas mais baixas (entre A_s e A_f). Coerentemente, neste caso a indução de TM deu-se sob deformações menores, produzindo mais precocemente tanto seu descolamento da curva austenítica, quanto seu encontro com a curva martensítica.

REFERÊNCIAS

- 1 MELTON, K.N. General applications of SMA's smart materials, In: OTSUKA, K.; WAYMAN, C.M. **Shape Memory Materials**, 1 ed. United Kingdom: Cambridge University Press, 1998, 284p., Cap. 10, p.220-239.
- 2 WAYMAN, C.M. Some applications of shape-memory alloys, **Journal of Metals**, p.129-1137, June, 1980
- 3 OTSUKA, K. & REN, X., Recent developments in the research of shape memory alloys, **Intermetallics** 7, p.511-528, 1999
- 4 OTSUKA, K.; WAYMAN, C.M. **Shape Memory Materials**, 1 ed. United Kingdom: Cambridge University Press, 1998, 284p.
- 5 MELTON, K.N.; MERCIER, O., Fatigue of NiTi thermoelastic martensites, **Acta Metallurgica**, v.27, p.137-144, 1979.
- 6 DAUSKARDT, R.H.; DUERIG, T.W.; RITCHIE, R.O. Effects of *in situ* phase transformation on fatigue-crack propagation in titanium-nickel shape-memory alloys. In: OTSUKA, K.; SHIMIZU, K., editors. **Proc. MRS International Meeting on Advanced Materials**. v.9, Pittsburgh: Materials Research Society; p.243-249, 1989.
- 7 HOLTZ, R.L.; SADANANDA, K.; IMAN, M.A., Fatigue thresholds of Ni-Ti alloy near the shape memory transition temperature, **International Journal of Fatigue**, v.21, p.S137-S145, 1999.
- 8 McKELVEY, A.L.; RITCHIE, R.O., Fatigue-crack growth behavior in the superelastic and shape-memory alloy nitinol, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 32A, p.731-743, 2001.
- 9 HUMBEECK, J.V.; STALMANS, R. Characteristics of shape memory alloys, In: OTSUKA, K.; WAYMAN, C.M. **Shape Memory Materials**, 1 ed. United Kingdom: Cambridge University Press, 1998, 284p., Cap. 7, p.149-183.
- 10 DUERIG, T.; PELTON, A.; STOCKEL, D., An overview of nitinol medical applications, **Materials Science and Engineering A**, v.273-275, p.149-160, 1999.
- 11 MORGAN, N.B. Medical shape memory alloy applications – the market and its products, **Materials Science and Engineering A**, v.378, p.16-23, 2004.
- 12 TABANLI, R.M.; SIMHA, N.K.; BERG, B.T., Mean stress effects on fatigue of NiTi, **Materials Science and Engineering A**, v.273-275, p.644-648, 1999.
- 13 TABANLI, R.M.; SIMHA, N.K.; BERG, B.T. Mean strain effects on the fatigue properties of superelastic NiTi, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v32A, p.1866-1869, 2001.
- 14 MELTON, K.N.; MERCIER, O., The effect of the martensitic phase transformation on the low cycle fatigue behavior of polycrystalline Ni-Ti and Cu-Zn-Al alloys, **Materials Science and Engineering**, v.40, n.1, p.81-87, 1979.
- 15 McNICHOLS Jr., J.L.; BROOKES, P.C. NiTi fatigue behavior, **Journal of Applied Physics**, v.52, n.12, p.7442-7444, 1981.
- 16 TOBUSHI, H.; HACHISUKA, T.; YAMADA, S.; LIN, P., Rotating-bending fatigue of a TiNi shape memory alloy wire, **Mechanics of Materials**, v.26, p.35-42, 1997.
- 17 TOBUSHI, H.; NAKAHARA, T.; SHIMENO, Y.; HASHIMOTO, T., Low-cycle fatigue of NiTi shape memory alloy and formulation of fatigue life, **Trans. ASME Journal of Engineering Materials and Technology**, v.112, p.186-191, 2000.

- 18 YANG, J., Fatigue characterization of superelastic Nitinol, **SMST97: Proceedings of the Second International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies**, Asilomar Conference Center, Pacific Grove, California, USA, p.479-484, 1997.
- 19 MIYAZAKI, S.; MIZUKOSHI, K.; UEKI, T.; SAKUMA, T.; LIU, Y., Fatigue life of Ti-50at.%Ni and Ti-40Ni-10Cu(at%) shape memory alloys wires, **Materials Science and Engineering A**, v.273-275, p.658-663, 1999.
- 20 SAWAGUSHI, T.; KAUSTRATER, G.; YAWNY, A.; WAGNER, M.; EGGELER, G. Crack initiation and propagation in 50.9 at. pct Ni-Ti pseudoelastic shape memory wires in bending-rotation fatigue, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.34A, p.2847-2860, 2003.
- 21 EGGELER, G.; HORNBOGEN, E.; YAWNY, A.; HECKMANN, A.; WAGNER, M., Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys, **Materials Science and Engineering**, v.378, p.24-33, 2004.
- 22 WAGNER, M., SAWAGUCCHI, T.; KAUSTRATER, G.; HOFFKEN, D.; EGGELER, G., Structural fatigue of pseudoelastic NiTi shape memory wires, **Materials Science and Engineering**, v.378, p.105-109, 2004.
- 23 YOUNG, J.M.; VAN VLIET, K.J. Predicting *in vivo* failure of pseudoelastic NiTi devices under low cycle, high amplitude fatigue, **Journal of Biomedical Materials Research**, v.72B, 1, p.17-26, 2004 .
- 24 DIAS, R.F., BUONO, V.T.L. Comunicação pessoal, 2004.
- 25 SABURI, T. Ti-Ni shape-memory alloys, In: OTSUKA, K.; WAYMAN, C.M. *Shape Memory Materials*, 1 ed. United Kingdom: Cambridge University Press, 1998, 284p., Cap. 3, p.49-96.
- 26 McNANEY, J.M.; IMBENI, V.; JUNG, Y.; PAPADOPOULOS, P.; RITCHIE, R.O. An experimental study of the superelastic effect in a shape-memory Nitinol alloy under biaxial loading, **Mechanics of Materials**, v.35, p.969-986, 2003.