

Tema: Materiais com Efeito de Memória de Forma

## COMPORTAMENTO DE LIGAS DE NiTi SOB FADIGA MECÂNICA POR FLEXÃO ROTATIVA\*

Ana Maria Gontijo Figueiredo<sup>1</sup>  
 Isadora Maria Oliveira Anício Costa<sup>2</sup>  
 Brunella Campos Torres<sup>2</sup>  
 Virgínia Magalhães Dumont<sup>3</sup>  
 Paulo José Modenesi<sup>4</sup>  
 Vicente Tadeu Lopes Bueno<sup>5</sup>

### Resumo

Muitos dispositivos biomecânicos têm sido produzidos com ligas superelásticas (SE) de NiTi. Na maioria das aplicações, o material é submetido a solicitações mecânicas cíclicas, tornando seu comportamento sob fadiga um parâmetro importante. Neste trabalho são apresentados resultados de ensaios de fadiga por flexão rotativa de um fio SE, ensaiado a seis temperaturas diferentes, sob amplitudes de deformação ( $\epsilon_a$ ) variando de 1% a 12%. As curvas mostram que a vida em fadiga do material na fase martensítica estável (ME) é cerca de 100x maior do que na fase austenítica estável (AE). A curva do fio SE se aproxima da curva do fio AE para pequenas  $\epsilon_a$  e, com o seu aumento, se aproxima da curva do fio ME quando  $\epsilon_a$  aumenta. As superfícies de fratura obtidas foram observadas ao microscópio eletrônico de varredura e foram calculadas as áreas correspondentes à fratura por fadiga ( $a_f$ ). Os resultados mostram que, para o fio nas fases AE e ME,  $a_f$  decresce continuamente com o aumento da  $\epsilon_a$ . Para o caso do fio SE,  $a_f$  permanece relativamente constante para valores intermediários de amplitude de deformação (2% a 8%). Para uma mesma deformação,  $a_f$  cresce com a redução da temperatura, com o consequente aumento do número de ciclos para falha.

**Palavras-chave:** Ligas de NiTi; Fadiga; Superelasticidade; Trincas de fadiga.

### BEHAVIOR OF NiTi ALLOYS UNDER BENDING-ROTATION MECHANICAL FATIGUE

#### Abstract

Superelastic alloys are commonly used in biomechanical devices. In many applications, these devices withstand cyclic loading and therefore fatigue life is an important design parameter. This paper studies the results obtained from fatigue tests of a superelastic wire performed at six different temperatures, with strain amplitudes ( $\epsilon_a$ ) ranging from 1% to 12%. When tested in temperature at which martensite is stable (SM), the fatigue life is about 100 longer than in the temperature at which austenite is stable (SA). The fatigue-life curve of the superelastic wire approaches that of the SA wire for small  $\epsilon_a$  and that of the SM wire for high deformations. Fatigue growth area (FGA) was measured from the fracture surface of the specimens using a scanning electron microscope. In the superelastic wire, this area remains approximately constant after tests performed with deformations between 2% and 8%. For a given test strain, the FGA area increases when the test temperature is reduced, i.e., when the number of cycles to fracture increases.

**Keywords:** NiTi alloys; Fatigue; Superelasticity; Fatigue cracks.

<sup>1</sup> Engenheira civil, doutora, Professor Associado, Departamento de Engenharia de Estruturas, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Graduanda do curso de Engenharia Metalúrgica, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>3</sup> Graduanda do curso de Engenharia Civil, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>4</sup> Engenheiro metalúrgico, doutor, Professor Associado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>5</sup> Físico, doutor, Professor Associado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Efeito memória de forma (EMF) e superelasticidade (SE) são propriedades que alguns materiais possuem de recuperar grandes deformações quando são aquecidos (EMF) ou apenas descarregados (SE). Ambas as propriedades estão relacionadas com mudanças de fase adifusionais no estado sólido, transformações martensítica e reversa, e sua ocorrência é determinada pela relação entre a temperatura em que ocorre a deformação e as temperaturas de transformação do material. Com tratamentos termomecânicos, é possível programar o comportamento dessas ligas, sendo as duas propriedades intercambiáveis em muitos casos. Outra característica importante desses materiais é a capacidade de dissipar energia durante um ciclo de carga-descarga, devida a uma considerável histerese mecânica. Dentre os materiais metálicos que apresentam essas propriedades, destacam-se as ligas aproximadamente equiatômicas de NiTi que vêm sendo empregadas tecnologicamente, com sucesso, em áreas tão diversas quanto engenharia, medicina e odontologia [1]. Na engenharia civil, especificamente engenharia estrutural, as propriedades singulares dessas ligas têm atraído a atenção de pesquisadores, visando sua aplicação em estruturas inteligentes, através de atuadores e dissipadores de energia. Para minimizar os efeitos de terremotos severos em estruturas de edifícios, as ligas de NiTi têm sido empregadas em componentes de amortecedores histeréticos passivos, assim como em isoladores para fundações. Nas áreas médica e odontológica, a tendência à adoção de procedimentos cada vez menos invasivos tem impulsionado o desenvolvimento da tecnologia de produção desses materiais. Nessas áreas, as ligas do sistema NiTi vem substituindo com vantagens alguns materiais de comportamento convencional, como aços inoxidáveis e algumas ligas de titânio, além de se mostrarem mais adequadas que outras ligas superelásticas. Muitos dispositivos biomecânicos tem sido produzidos com essas ligas, tais como *stents* auto-expansivos, filtros de veia cava, sistemas de oclusão de septo atrial, instrumentos cirúrgicos endoscópicos variados, fios ortodônticos e limas endodônticas. Entretanto, procedimentos médicos sempre envolvem riscos em algum grau e os mais importantes estão relacionados com a resposta do tecido biológico vizinho (biocompatibilidade) e com a vida mecânica útil do componente (vida em fadiga). Na maioria de suas aplicações, as ligas NiTi são submetidas a solicitações térmicas e/ou mecânicas cíclicas, podendo portanto sofrer tanto fadiga estrutural, ou seja, degradação da microestrutura, quanto fadiga funcional, isto é, degradação de suas propriedades funcionais [2,3]. Com relação ao comportamento em fadiga mecânica (estrutural) dessas ligas, a natureza não-linear da superelasticidade, determinada pelas transformações de fase, dificulta sua modelagem através das teorias convencionais. Várias questões ainda não estão bem respondidas e este permanece um dos aspectos menos compreendidos do comportamento dessas ligas. Em particular, os requisitos rigorosos para aplicação em dispositivos biomecânicos, como, por exemplo, um número de ciclos para falha superior a 400 milhões (por volta de 10 anos) para um *stent* intravascular exigido pela norte-americana *Food and Drug Administration (FDA)*, apontam a necessidade de uma melhor compreensão dos fatores que afetam a vida em fadiga de ligas superelásticas de NiTi.

O comportamento das ligas superelásticas é determinado em grande parte por suas temperaturas de transformação de fase no estado sólido, sendo  $M_s$  a temperatura, no resfriamento, na qual tem início a transformação martensítica (fase austenítica FA  $\rightarrow$  fase martensítica FM) e  $M_f$  a temperatura de término desta transformação,

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

abaixo da qual o material é essencialmente martensítico;  $A_s$  é a temperatura, no aquecimento, de início da transformação reversa  $FM \rightarrow FA$  e  $A_f$  é a temperatura em que esta transformação termina, acima da qual todo o material está na FA (austenita). Entre  $M_s$  e  $M_f$ , no resfriamento, e entre  $A_s$  e  $A_f$ , no aquecimento, estão presentes simultaneamente as duas fases, austenita e martensita [1].

O comportamento mecânico das ligas com EMF é fortemente determinado pela faixa de temperaturas em que se dá a solitação mecânica, relativamente às suas temperaturas de transformação de fase. Superelasticidade e efeito memória de forma são fenômenos estreitamente relacionados e complementares: o que não é recuperado quando a carga é retirada (efeito SE) pode ser recuperado com aquecimento acima de  $A_f$  (EMF) [4]. Nas ligas superelásticas, a grande deformação produzida pela transformação martensítica ( $FA \rightarrow FM$ ), quando o material é carregado, pode ser recuperada pela transformação reversa ( $FM \rightarrow FA$ ), quando o material é descarregado.

Uma vez que no processo de deformação das ligas superelásticas, particularmente as de NiTi, ocorre uma competição entre os mecanismos de deformação associados às transformações de fase e os associados à deformação plástica, os tratamentos termomecânicos que elevam a tensão de escoamento da liga favorecem o EMF e a SE.

Fadiga mecânica é um mecanismo de nucleação e crescimento estável (subcrítico) de trincas, que atua com tensões flutuantes, ou cíclicas, inferiores ao limite de escoamento [5-13].

Quando se considera o conjunto das investigações, ao longo do tempo, sobre comportamento em fadiga das ligas de NiTi, constata-se que mesmo as publicações mais antigas [14,15], até as um pouco mais recentes [16-18], relatam um melhor comportamento das ligas martensíticas em relação às austeníticas estáveis e as superelásticas. Algumas hipóteses aventadas em certos trabalhos podem ajudar a explicar esse comportamento, como a de Yi [19] e Yi *et al.* [20], que o atribuem ao alívio de tensões na ponta da trinca devido à TM, observado sob carregamento monotônico. Outro grupo de autores [21-23] defende a hipótese da inibição da TM na ponta da trinca, devida ao estado triaxial de tensões criado pela redução de volume inerente a esta mudança de fase. Assim, nesta região a liga permaneceria austenítica e sujeita a uma intensificação de tensões aumentada, o que explicaria o pior desempenho deste material em relação ao martensítico. Outro aspecto a ser ressaltado é a relativamente pequena quantidade de informações disponíveis na literatura sobre o comportamento em fadiga sob amplitudes de deformação maiores que 3%, o que faz do comportamento em fadiga de baixo ciclo das ligas superelásticas de NiTi uma área ainda pouco explorada. Essa perspectiva evidencia que o assunto não está esgotado e que se faz necessária a continuidade de investigações focadas no comportamento do material transformável na ponta da trinca, seja diretamente através da observação das características das superfícies de fratura e da morfologia de iniciação e propagação de trincas, seja indiretamente através de alterações na resposta mecânica do material submetido a fadiga de baixo ciclo.

Trabalhos anteriores da equipe [24-26] mostraram que as curvas de vida em fadiga, isto é, amplitude de deformação *versus* número de ciclos para ruptura ( $\epsilon_a-N_f$ ) de um fio de NiTi superelástico, sob amplitudes de deformação inferiores a 4%, são coerentes com as obtidas na literatura [3,18,23,27-30] e próximas à curva do fio austenítico estável (AE). Sob amplitudes de deformação maiores, a vida em fadiga aumenta com a deformação, até que seja atingida a região próxima à curva do fio

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

martensítico estável (ME), quando então o número médio de ciclos até a fratura volta a diminuir com o aumento da amplitude de deformação, acompanhando a curva do fio ME. Esse comportamento incomum é mostrado na Figura 1, em que ME refere-se à liga na fase martensítica estável, BF, quando bifásica, SE, quando superelástica e AE, na fase austenítica estável. Pode-se verificar, ainda, que em qualquer de suas ocorrências, a liga NiTi possui vida em fadiga largamente superior à de um aço inoxidável (308L).

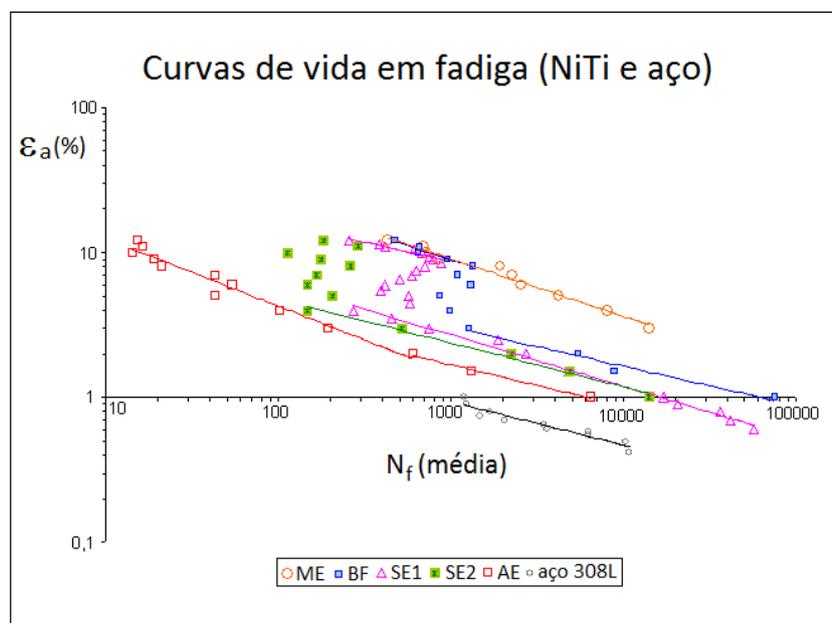


Figura 1. Curvas de vida em fadiga por flexão rotativa de fios de liga de NiTi e de aço [25].

Este trabalho apresenta a caracterização do comportamento em fadiga de baixo ciclo de uma liga superelástica de NiTi, através da curva de vida em fadiga controlada por deformação, obtida em ensaios de flexão rotativa de fios de 1mm de diâmetro, sob amplitudes de deformação de 1% até 12%, realizados sob seis diferentes temperaturas (80°C, 60°C, 45°C, 25°C, 0°C e -10°C). Com isso, foi possível estabelecer o comportamento da liga em suas fases austenítica estável, superelástica com três níveis de estabilidade da austenita e martensítica estável. Foram analisadas, por microscopia eletrônica de varredura (MEV), as superfícies de fadiga dos fios assim rompidos, visando estabelecer correspondência entre a variação em suas superfícies de fratura (área de fadiga) com as características das curvas de vida em fadiga.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foi empregado um fio de 1mm de diâmetro de liga de NiTi, superelástica à temperatura ambiente, fabricado pela Nitinol Devices and Components, Fremont, CA, EUA.

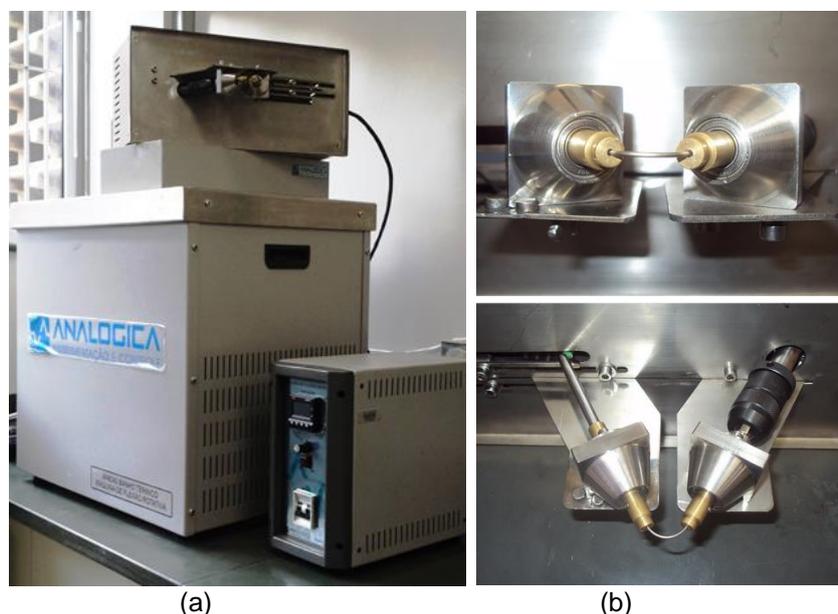
A composição química da liga foi verificada por espectroscopia de energia de raios X (EDS), realizada em microscópio eletrônico de varredura - MEV, (*FEI Inspect S50*, operando a 15kV). As temperaturas de transformação foram determinadas através de calorimetria diferencial de varredura (DSC), utilizando equipamento DSC 60, da *Shimadzu (Kyoto, Japão)*. Foram ensaiadas três (3) amostras de cerca de 30mg cada, no intervalo de temperaturas de -80°C a 80°C, com taxa de

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

aquecimento/resfriamento de 10°C/min. As temperaturas de início e final das transformações martensítica e reversa foram calculadas pela média dos resultados obtidos a partir das respectivas curvas de aquecimento e resfriamento, por interseção de tangentes.

As propriedades mecânicas foram obtidas de ensaios convencionais de tração, com o emprego de extensômetros, em equipamento *Instron 5582, Canton, MA, EUA*. Foram ensaiadas amostras com 80mm de comprimento útil, à temperatura ambiente e com velocidade de deformação de  $1,0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ . Os resultados foram calculados pela média de três ensaios.

Os ensaios de fadiga foram realizados em máquina de flexão rotativa, projetada e construída pela *Analógica Instrumentação e Controle*, em que o fio, após ser fixado nas extremidades, é fletido até atingir a amplitude de deformação desejada e, posteriormente, posto a girar em torno de seu próprio eixo até a ruptura (Figura 2). É possível realizar ensaios com a imersão do fio em banho térmico, para controle de temperatura. O número de ciclos para ruptura é registrado por um contador magnético.



**Figura 2.** (a) Máquina de flexão rotativa; (b) vistas frontal e superior de um fio posicionado (detalhe).

Nos ensaios de fadiga, foram adotadas amplitudes de deformação variando de

- a) de 1% a 12% às temperaturas de 80°C, 60°C, 25°C; e 0°C;
- b) de 2% a 12% à temperatura de -10°C.

Estes limites foram impostos pelas dimensões do equipamento, com exceção dos ensaios à -10°C, em que o limite inferior (2%) foi imposto pelo elevado número de ciclos para a fratura, tendo em vista que o foco principal deste trabalho é o comportamento da liga sob fadiga de baixo ciclo. A temperatura foi controlada realizando os ensaios em banho térmico de etanol para as temperaturas de 0°C e -10°C e de água destilada nas demais temperaturas.

Para a construção das curvas  $\epsilon_a-N_f$ , foram realizados 242 ensaios, distribuídos no esquema de temperaturas mostrado na Tabela 1.

**Tabela 1** – Número de ensaios a cada temperatura

Temperatura (°C)	80	60	45	25	0	-10
Nº de ensaios	37	36	51	48	36	34

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

A caracterização das superfícies de fratura, após rompimento por fadiga, foi realizada utilizando imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV – mesmo equipamento empregado nos demais procedimentos), para fios ensaiados às temperaturas de 80°C (AE), 25°C (SE) e -10°C (ME). De cada superfície de fratura, foi calculada a área referente à nucleação e propagação de trinca por fadiga ( $a_f$ ), empregando o programa de análise de imagens *ImageJ*®. Com os resultados, para cada temperatura foi construída a curva “área de fadiga (%) versus amplitude de deformação (%)” e as três curvas foram comparadas entre si. Agrupando os dados de outra maneira, foi construído o gráfico de variação da área de fadiga (%) com o número de ciclos para falha ( $N_f$ ), com a amplitude de deformação ( $\varepsilon_a$ %), para cada temperatura de ensaio.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

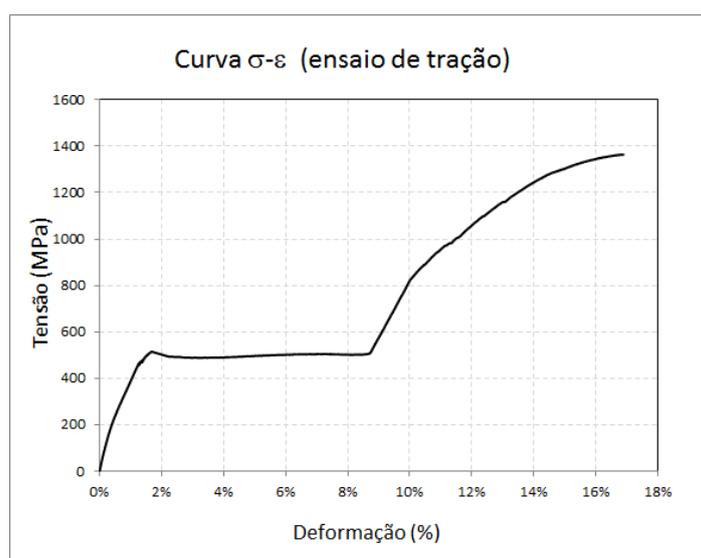
A composição química do fio, verificada por EDS, foi 48,8%<sub>at</sub>Ti-51,2%<sub>at</sub>Ni. As temperaturas médias de transformação martensítica e reversa ( $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$  e  $A_f$ ), obtidas por DSC, estão apresentadas na Tabela 2. Verifica-se que a liga possui temperatura final de transformação reversa ( $A_f$ ) abaixo da temperatura ambiente, indicando potencial de apresentar superelasticidade a esta temperatura.

**Tabela 2** – Temperaturas de transformação da liga, obtidas por DSC.

	Aquecimento (°C)		Resfriamento (°C)	
	$A_s$	$A_f$	$M_s$	$M_f$
Média (DP)	-10,0 (1,0)	16,7 (0,8)	9,2 (0,3)	-14,1 (0,3)

(DP – Desvio padrão)

Uma curva típica obtida nos ensaios de tração está mostrada na Figura 3, e os valores médios das propriedades mecânicas, determinadas a partir das curvas  $\sigma$ - $\varepsilon$ , são mostradas na Tabela 3. As características da curva de tração e os valores das propriedades mecânicas indicam que o material é superelástico à temperatura do ensaio.



**Figura 3** – Curva tensão-deformação convencional ( $\sigma$ - $\varepsilon$ ), construída com resultados do ensaio de tração até a ruptura de uma das amostras.

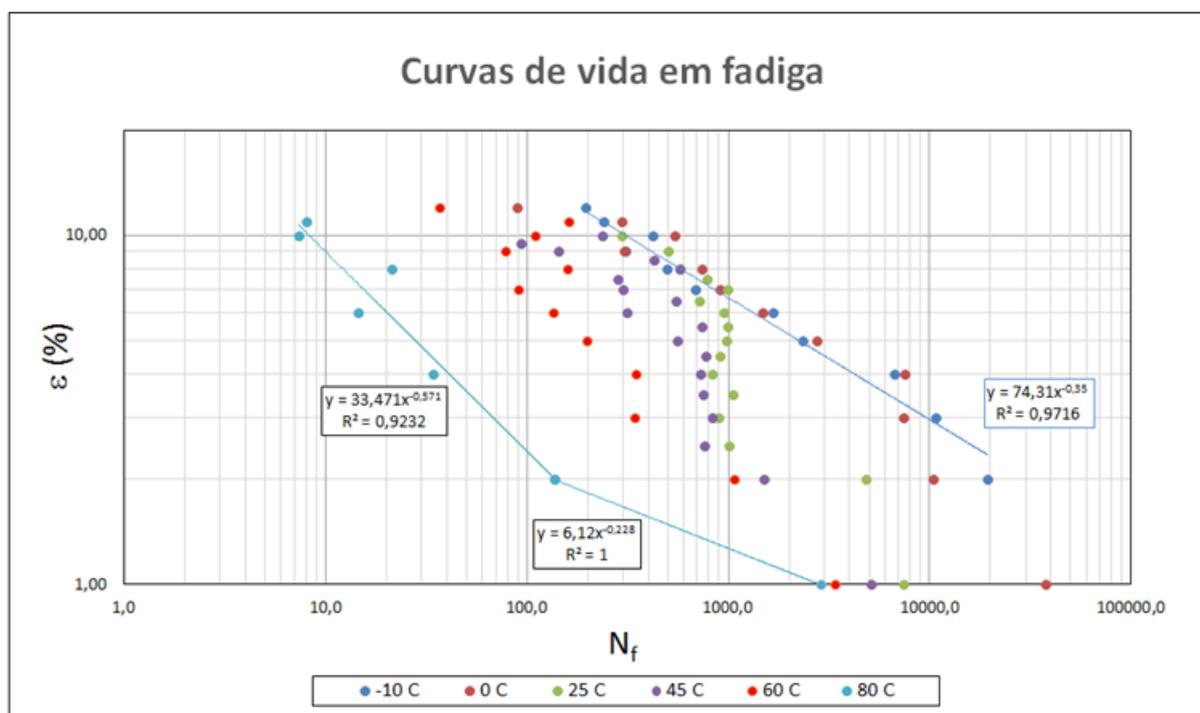
\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

**Tabela 3 – Propriedades mecânicas do fio.**

	E (GPa)	$\sigma$ transf. (MPa)	$\sigma$ rupt. (MPa)	$\epsilon$ patam. (%)	$\epsilon$ rupt.(%)
<b>Média</b>	35,6	504,8	1368,4	8,4	16,5
<b>DP</b>	7,5	12,5	6,6	1,4	2,6

(DP – Desvio padrão)

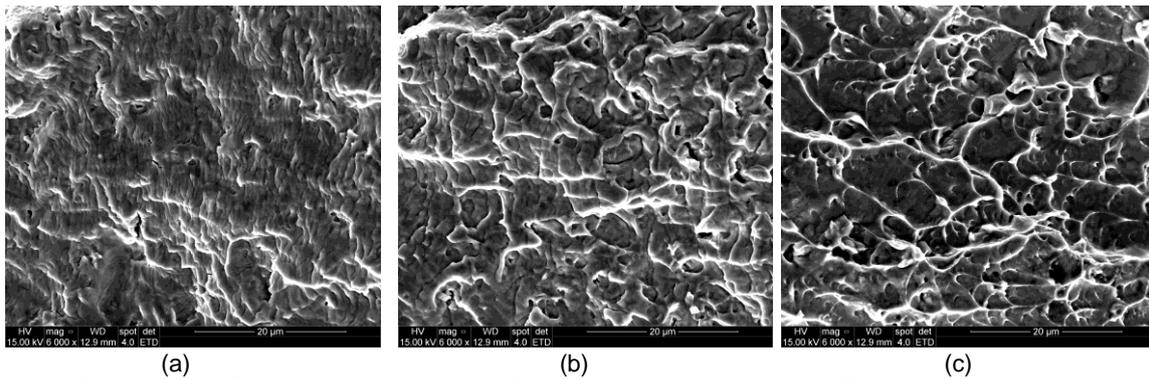
As seis curvas de vida em fadiga ( $N_f$  médio) construídas com os resultados obtidos nos ensaios de ruptura por fadiga por flexão-rotativa, uma para cada temperatura de ensaio (-10°C, 0°C, 25°C, 45°C, 60°C e 80°C), estão mostradas na Figura 4. Verifica-se que  $N_f$  aumenta quando a quantidade de martensita na microestrutura aumenta, seja por transformação martensítica induzida por tensão, no caso de deformações mais elevadas do fio SE à 25°C, seja por transformação da austenita em martensita, quando a temperatura de ensaio é reduzida de 80°C para -10°C.



**Figura 4 –** Curvas  $\epsilon_a$ - $N_f$  dos fios rompidos sob fadiga por flexão-rotativa, para seis temperaturas de ensaio (-10°C, 0°C, 25°C, 45°C, 60°C e 80°C).

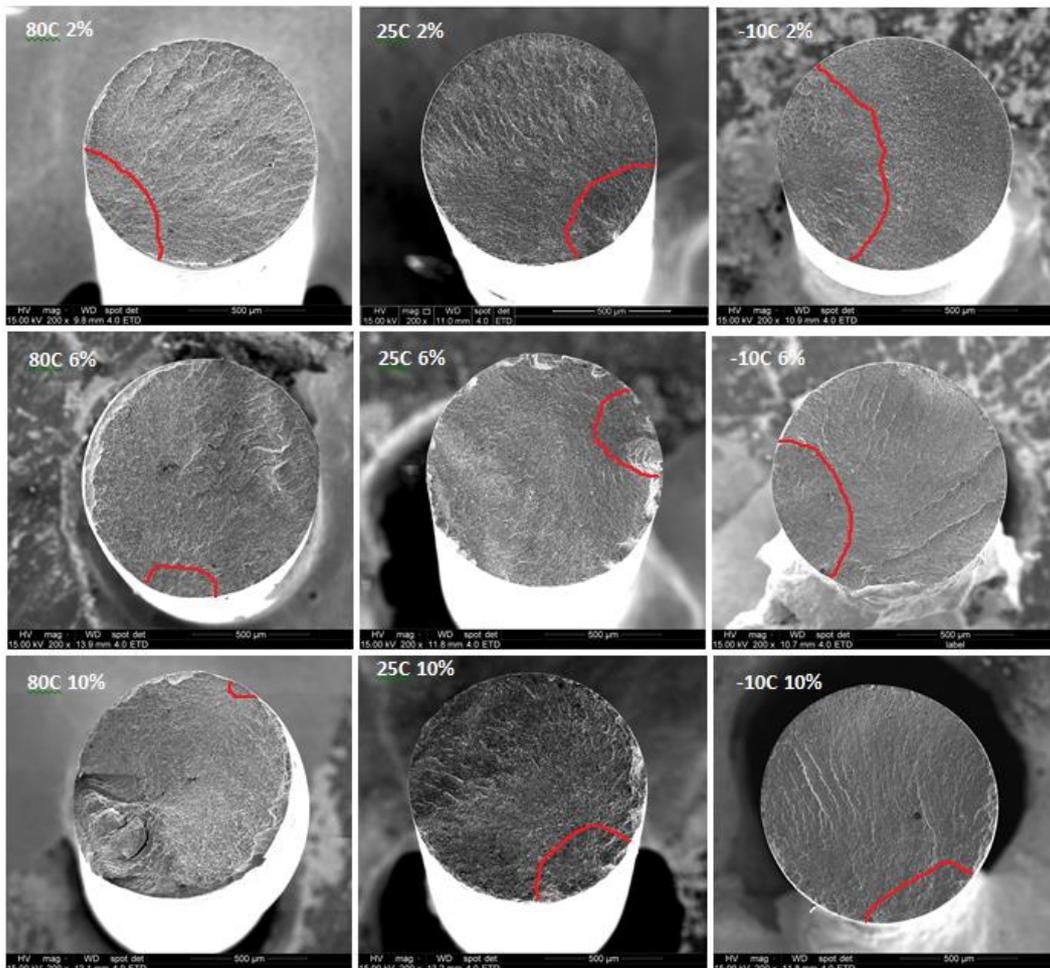
Na Figura 5 estão apresentadas imagens de elétrons secundários, obtidas por MEV, de três diferentes regiões de uma mesma superfície de fratura de um fio rompido em ensaio de fadiga. Na Figura 5a, está mostrada uma região em que ocorreu propagação estável da trinca por fadiga, na qual podem ser observadas estrias características deste tipo de fratura. Na Figura 5c, podem ser vistos “*dimples*” característicos de fratura por deformação plástica, na região de fratura final rápida por sobrecarga. E, na Figura 5b, está mostrada uma região intermediária, em que podem ser observadas características dos dois mecanismos.

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



**Figura 5** – Superfícies de fratura do fio rompido por fadiga ( $T=25^{\circ}\text{C}$ ,  $\epsilon_a=5,5\%$ ); regiões correspondentes a (a) fratura por fadiga, (b) região intermediária e (c) fratura final rápida.

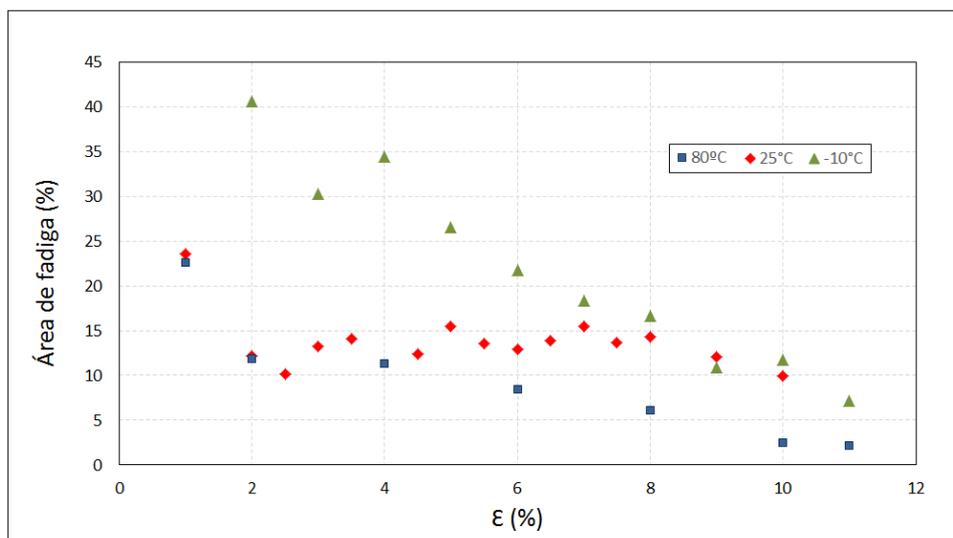
Na Figura 6 estão mostradas superfícies de fratura, obtidas de ensaios realizados sob  $\epsilon_a=2\%$ ,  $6\%$  e  $10\%$ , às temperaturas de  $80^{\circ}\text{C}$ ,  $25^{\circ}\text{C}$  e  $-10^{\circ}\text{C}$ . Nas superfícies, estão marcadas com uma linha vermelha as regiões que foram identificadas como as de nucleação e propagação estável das trincas de fadiga.



**Figura 6** – Superfícies de fratura do fio rompido por fadiga em ensaios às temperaturas de  $80^{\circ}\text{C}$ ,  $25^{\circ}\text{C}$  e  $-10^{\circ}\text{C}$ , sob amplitudes de deformação de  $2\%$ ,  $6\%$  e  $10\%$ .

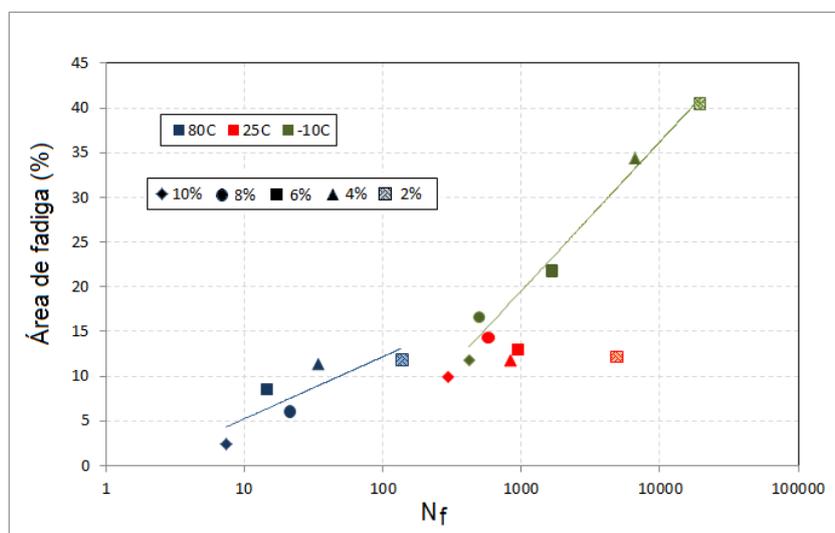
Na Figura 7 é mostrada a variação da área de fadiga ( $a_f$ ) com a amplitude de deformação ( $\epsilon_a$ ), para três temperaturas de ensaio,  $80^{\circ}\text{C}$  (material AE),  $25^{\circ}\text{C}$  (material SE) e  $-10^{\circ}\text{C}$  (material ME).

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



**Figura 7** – Variação da área de fadiga com a amplitude de deformação nas superfícies de fratura das amostras ensaiadas a 80°C, 25°C e -10°C.

A Figura 8 apresenta, para cada temperatura de ensaio (80°C, 25°C e -10°C), a variação da área de fadiga  $a_f$  (%) com o número de ciclos para falha ( $N_f$ ), com a amplitude de deformação  $\epsilon_a$  (2%, 4%, 6%, 8%, 10%). Para o caso do fio SE,  $a_f$  permanece relativamente constante para valores intermediários de amplitude de deformação (2% a 8%). Para uma mesma deformação,  $a_f$  cresce com a redução da temperatura.



**Figura 8** – Variação da área de fadiga com o número de ciclos para falha ( $N_f$ ), com a amplitude de deformação ( $\epsilon_a$ ), para cada temperatura de ensaio.

Como esperado, para os fios AE e ME verifica-se que, com a redução da deformação ( $\epsilon_a$ ), a área de fadiga ( $a_f$ ) tende a crescer com o aumento do número de ciclos até a fratura ( $N_f$ ). Entretanto, no caso dos fios ensaiados à 25°C (SE),  $a_f$  permanece relativamente constante com o aumento da deformação, apesar da expressiva redução de  $N_f$ . Desse modo, a área de fadiga ( $a_f$ ) do fio ensaiado à 25°C sob  $\epsilon_a$  entre 2% e 8% é relativamente igual tanto à  $a_f$  do fio ensaiado à 80°C sob  $\epsilon_a = 2\%$  quanto à  $a_f$  do fio ensaiado à -10°C sob  $\epsilon_a = 10\%$ .

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

## 4 CONCLUSÃO

As curvas de vida em fadiga obtidas em ensaios de fadiga por flexão rotativa de um fio de NiTi superelástico à temperatura ambiente mostraram que a vida em fadiga ( $N_f$ ) deste material na fase martensítica estável - ME (temperatura de ensaio de  $-10^\circ\text{C}$ ) é cerca de 100x maior do que na fase austenítica estável - AE (temperatura de ensaio de  $80^\circ\text{C}$ ). Além disso, a área da superfície de fratura, correspondente à nucleação e propagação estável de trincas de fadiga ( $a_f$ ) aumenta consideravelmente com a redução da temperatura de ensaio de  $80^\circ\text{C}$  para  $-10^\circ\text{C}$ , coerentemente com o aumento de  $N_f$ . Já a curva de vida em fadiga do fio superelástico (SE) para ensaios sob pequenas amplitudes de deformação ( $\epsilon_a$ ) se aproxima da curva do fio AE e, para ensaios sob grandes  $\epsilon_a$ , se aproxima da curva do fio ME, coerentemente com a transformação martensítica induzida por tensão que ocorre no material. A  $a_f$  do fio superelástico (temperatura de ensaio de  $25^\circ\text{C}$ ) permaneceu relativamente constante para valores intermediários de amplitude de deformação (2% a 8%) e aproximadamente igual tanto à  $a_f$  apresentada pelo fio ensaiado à  $80^\circ\text{C}$  sob pequena deformação (2%) quanto à  $a_f$  apresentada pelo fio ensaiado à  $-10^\circ\text{C}$  sob grande deformação (10%).

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo apoio financeiro e pela bolsa de Iniciação Científica de Virgínia Dumont, assim como à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais (FAPEMIG) pelo apoio financeiro e pelas bolsas de Iniciação Científica de Brunella Torres e Isadora Costa. Agradecem, ainda, à técnica Patrícia Azevedo, pelo apoio na caracterização do material por microscopia eletrônica de varredura.

## REFERÊNCIAS

- Otsuka K, Wayman CM. Shape Memory Materials, 1. ed. United Kingdom: Cambridge University Press, 1998.
- Humbrecht JV, Stalman SR. 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.
- Eggeler G, Hornbogen E, Yawny A, Heckmann A, Wagner M. Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys. Materials Science and Engineering A, 2004; 378: 24-33.
- Krishnan RV, Delaey L, Tas H, Warlimont H. Review: Thermoplasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations. Part 2: The macroscopic mechanical behaviour, Journal of Materials Science, 1974; 9: 1536-1544.
- Hodgson DE, Wu MH, Biermann RJ. Shape memory alloys, 1999.
- Broek D. Elementary Engineering Fracture Mechanics, 4. ed. Dordrecht: Martinus Nijhoff Publishers 1986, 501p.
- Hertzberg RW. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 3. ed., John Wiley & Sons, 1989, 680p.
- Courtney TH. Mechanical behavior of materials, McGraw-Hill 1990, 620p.
- Ewalds HL, Wanhill RJH. Fracture Mechanics, Arnold DUM Edition, 1993, 304p.
- Dowling, N.E. Mechanical Behavior of Materials, 2. ed., Prentice-Hall, 1999, 830p.
- Suresh S. Fatigue of Materials, 2. ed., Cambridge University Press, 2003, 679p.

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

- 12 Davidson DL, Lankford J. Fatigue crack growth in metals and alloys: mechanisms and micromechanics, *International Materials Reviews*, 1992; 37(2): 45-76.
- 13 Schijve J. Fatigue of structures and materials in the 20<sup>th</sup> century and the state of the art, *International Journal of Fatigue*, 2003; 25: 679-702.
- 14 Melton KN, Mercier O. Fatigue of NiTi thermoelastic martensites, *Acta Metallurgica*, 1979; 27: 137-144.
- 15 Melton KN, 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*, 1979; 40(1): 81-87.
- 16 Dauskardt RH, Duerig TW, Ritchie RO. 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*. Pittsburgh: Materials Research Society; 1989; 9: 243-249.
- 17 Tabanlı RM, Simha NK, Berg BT. Mean stress effects on fatigue of NiTi, *Materials Science and Engineering A*, 1999; 273-275: 644-648.
- 18 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*, 1999; 273-275: 658-663.
- 19 Yi, S.; Gao, S., Fracture toughening mechanism of shape memory alloys due to martensite transformation, *International Journal of Solids and Structures*, v.37, p.5315-5327, 2000.
- 20 Yi S, Gao S, Shen L. Fracture toughening mechanism of shape memory alloys under mixed-mode loading due to martensite transformation *International Journal of Solids and Structures*, 2001; 38: 4463-4476.
- 21 Dauskardt RH, Duerig TW, Ritchie RO. 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, 1989: 243-249.
- 22 McKelvey AL, Ritchie RO. Fatigue-crack growth behavior in the superelastic and shape-memory alloy nitinol, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001; 32A: 731-743.
- 23 Sawaguchi 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*, 2003; 34A: 2847-2860.
- 24 Figueiredo AMG, Buono VTL, Modenesi PJ. Curvas de vida em fadiga de baixo ciclo de ligas superelásticas NiTi. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, 2006; 3: 55-59.
- 25 Figueiredo AMG, Buono VTL, Modenesi PJ. Low-cycle fatigue life of superelastic NiTi wires. *International Journal of Fatigue*, 2009; 31: 751-758.
- 26 Figueiredo AMG, Gonzalez BM, Buono VTL, Modenesi PJ. Fatigue Life Curves of NiTi Alloys The Z Effect. *Materials Science Forum*, 2010; 643: 69-77.
- 27 Tobushi H, Shimeno Y, Hachisuka T, Tanaka K. Influence of strain rate on superelastic properties of TiNi shape memory alloy, *Mechanics of Materials*, 1998; 30: 141-150.
- 28 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*, 2000; 112: 186-191.
- 29 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.
- 30 Wagner M, Sawaguchi T, Kaustrater G, Hoffken D, Eggeler G. Structural fatigue of pseudoelastic NiTi shape memory wires, *Materials Science and Engineering*, 2004; 378: 105-109.

\* *Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.*