

EFEITO DO ENVELHECIMENTO E DA CAPACIDADE DE AMORTECIMENTO DE LIGAS DE Ti-Ni RICAS EM NÍQUEL

Carlos Augusto do N. Oliveira, cano.oliveira@gmail.com¹

Niédson José da Silva, niedsonjs@yahoo.com.br¹

Cezar Henrique Gonzalez, gonzalez@ufpe.br¹

Carlos José de Araújo, carlos@dem.ufcg.edu.br²

Severino Leopoldino Urtiga Filho, urtiga@ufpe.br¹

¹ Universidade Federal de Pernambuco – Centro de Tecnologia e Geociências – Departamento de Engenharia Mecânica, Av. Acadêmico Hélio Ramos, s/n, Cidade Universitária, 50740-530, Recife – PE,

² Universidade Federal de Campina Grande, Departamento de Engenharia Mecânica, Av. Aprígio Veloso, 882, Caixa Postal: 10069, Campina Grande - PB, CEP 58109-970, Brasil-PB.

Resumo: O comportamento termoelástico das ligas de Ti-Ni apresenta consideráveis alterações quando da variação do percentual de Ni. O percentual deste elemento induz modificações nas temperaturas críticas de transformação e nas propriedades termoelásticas resultantes das transformações martensíticas. Entre estas alterações, visualiza-se o comportamento da transformação direta que pode acontecer em uma etapa ($B2 \rightarrow B19'$) ou em duas etapas ($B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$). Este trabalho investiga e compara a transformação martensítica de duas ligas de TiNi ricas em níquel. Este estudo é realizado através de tratamentos térmicos, calorimetria diferencial de varredura e análise dinâmico-mecânica dos materiais. Entre os resultados esperados, busca-se visualizar as alterações nas temperaturas críticas de transformação, bem como, comparar a transformação de fase nas duas ligas em estudo.

Palavras-chave: Transformação de fase, Ligas de Ti-Ni, análise dinâmico mecânica, efeito termoelástico.

1. INTRODUÇÃO

As ligas de Ti-Ni que apresentam o efeito memória de forma estão classificadas entre os materiais inteligentes mais promissores. Suas propriedades mecânicas de resistência à tração e fadiga aliadas com as propriedades termoelásticas atribuídas pelas transformações de fase martensíticas, fazem desse material um ótimo elemento na construção de sensores e/ou atuadores.

Um dos fatores de elevada importância no emprego das ligas de Ti-Ni em aplicações em áreas como robótica, medicina, aeronáutica, entre outros, está no fato de o teor de Níquel gerar mudanças de comportamento na transformação de fase, bem como na resistência à corrosão. Algumas ligas que fazem aplicação de teores de Ni superiores a 55% podem apresentar resistência à corrosão superior a de alguns aços inox (Lagoudas, 2008).

As mudanças geradas na transformação de fase pela adição de Níquel estão relacionadas com as transformações de fase em uma ou duas etapas. No primeiro caso, a austenita dá lugar diretamente à fase martensítica, durante o resfriamento. A transformação em duas etapas é assim chamada, pois durante o resfriamento a austenita cede lugar para fase R (fase romboédrica) e esta fase dá lugar à fase martensítica.

Neste trabalho são conduzidas investigações na transformação de fase em duas ligas de TiNi ricas em Ni. A primeira liga tem 50,4at%Ni (M1) e foi obtida através da Memory Metalle, empresa alemã do ramo metalúrgico. A segunda liga tem 50,2at%Ni (M2) e foi produzida no LaMMEA, laboratório multidisciplinar de materiais e estruturas ativas da UFCG, através do processo de fusão por plasma. A pesquisa é realizada através de execução de tratamentos térmicos, calorimetria diferencial de varredura e análise dinâmico mecânica.

Entre os resultados esperados pretende-se observar o surgimento da mudança de fase em varias etapas, o comportamento das temperaturas de transformação mediante aplicação de tratamentos térmicos com diferentes períodos de envelhecimento e mensurar o desempenho do efeito memória de forma através da análise dinâmico mecânica.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Dois materiais são estudados neste trabalho, um fio comercial com diâmetro de 0,89 mm do material M1 e lâminas com dimensões aproximadas de 17,0 mm x 5,0 mm x 0,85 mm do material M2. Estes materiais foram seccionados e

submetidos aos tratamentos térmicos de homogeneização a 400°C e 500°C, por períodos de 1, 2, 4, 8, 12 e 24 horas, seguidos de têmpera em água a 25°C. A sequência de transformação obtida por meio de cada um dos tratamentos térmicos foi investigada por intermédio de calorimetria diferencial de varredura. Este ensaio foi conduzido entre as temperaturas de -60°C a 100°C com taxa de 10°C·min⁻¹. A capacidade de amortecimento das ligas foi examinada por meio de análise dinâmica mecânica. Esta técnica consiste na aplicação de esforços oscilatórios no material, o método de fixação das amostras selecionado foi o modo viga simplesmente engastada. A frequência de oscilação aplicada foi de 1Hz, a amplitude de deslocamento de 5µm e taxa de aquecimento de 5°C·min⁻¹.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Calorimetria Diferencial de Varredura

A técnica de calorimetria foi aplicada para se observar as modificações geradas na transformação de fase do material quando este é submetido a diferentes tratamentos térmicos. Estas mudanças são caracterizadas como: alterações nas temperaturas críticas de transformação, histerese térmica e entalpia. Outras alterações como a transformação que ocorre em uma ou duas etapas também são investigadas por meio desta técnica.

A figura 1 apresenta as curvas de calorimetria das amostras dos materiais M1 e M2 sem tratamento térmico. A curva referente ao material M1 não apresenta picos característicos de transformação de fase. Acredita-se que o processo de obtenção por meio de trefilação tenha gerado elevados níveis de defeitos no material e por isso a ausência de picos de transformação (Otsuka and Wayman, 1998). A curva do material M2 apresenta um pico durante o resfriamento e aquecimento, estes picos caracterizam a mudança entre as fases martensítica e austenítica. Esta transformação é oriunda do processo de resfriamento rápido durante a injeção da liga no molde pelo processo plasma. As temperaturas de início da transformação martensítica e austenítica são 2,46°C e 15,53°C, respectivamente.

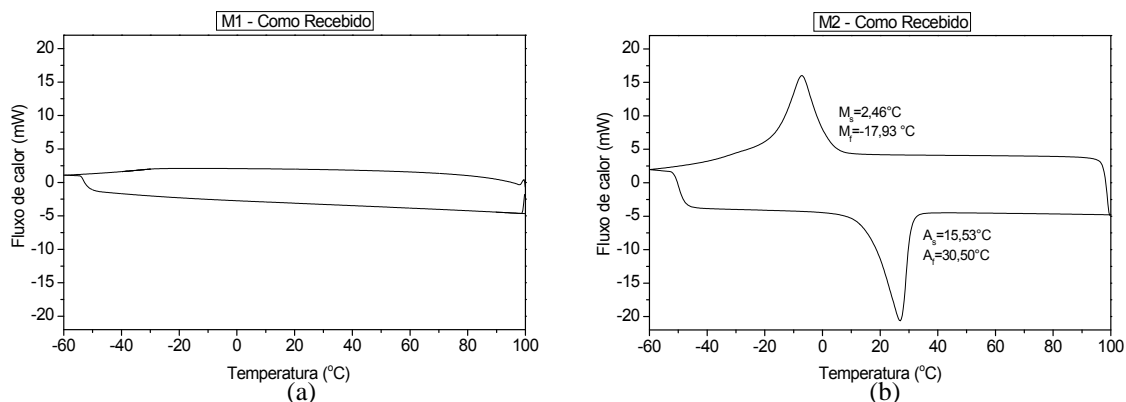


Figura 1. Calorimetria dos materiais como recebidos. (a) material 1 e (b) material 2.

A figura 2 exibe os resultados de calorimetria do material M1 submetido aos tratamentos térmicos de 400°C e 500°C por um período de 4 horas. Ambos os tratamentos térmicos permitiram o surgimento da transformação de fase em duas etapas.

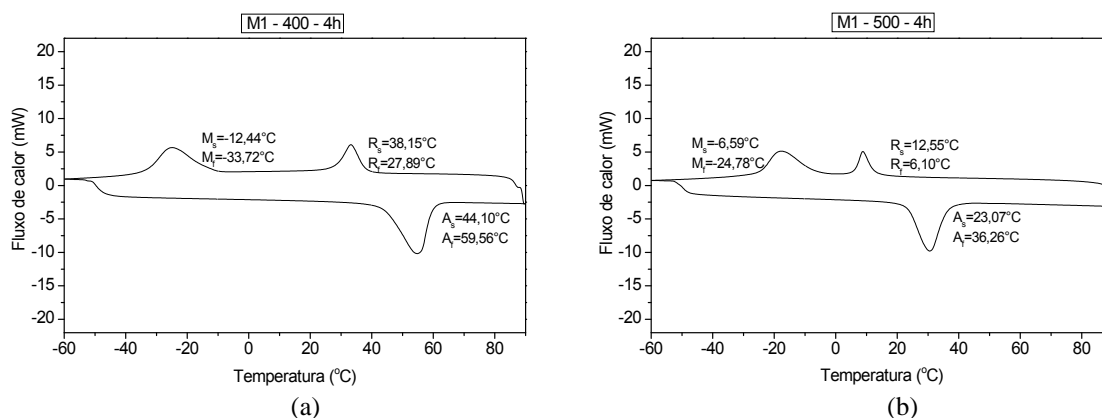


Figura 2. Calorimetria do material M1 submetido a tratamentos térmicos por 4 horas. (a) 400°C e (b) 500 °C.

Este tipo de transformação pode ser explicado pela elevada quantidade de campos de tensões que são formados entre alguns precipitados e a fase matriz. Estes precipitados surgem durante o processo de decomposição do TiNi em componentes mais estáveis (Khelifaoui, 2000). Dentre os elementos mais envolvidos com este tipo de transformação, são citados pela literatura as fases Ti₃Ni₄, Ti₂Ni₃ (Liu et al, 1997).

No tratamento de 400°C a fase R e a fase martensítica começam a ser formada a temperatura de 38,15°C e -12,44°C, respectivamente. Quando se analisa o tratamento térmico de 500°C, observa-se que estas fases passaram a surgir à temperatura de 12,55°C e -6,59°C, respectivamente. Estes dados demonstram o deslocamento das temperaturas de transformação em função da temperatura de tratamento térmico. O somatório das entalpias de transformação da região exotérmica atinge para os tratamentos de 400°C e 500°C os valores de 20,71 J/g e 16,75 J/g, respectivamente. A amostra submetida ao tratamento de 400°C exibe maior entalpia de transformação durante o resfriamento e por isso deve estar induzindo uma maior quantidade de reações de transformação no material.

A figura 3 faz referência às curvas de calorimetria do material M2 submetido aos tratamentos térmicos de 400°C e 500°C durante 4 horas. Este material apresenta um pequeno pico de transformação para ambos os tratamentos. Estes picos fazem referência a uma pequena quantidade de material que está formando a fase R. Esta característica se apresentava mais evidente em tratamentos com períodos de 1 e 2 horas de envelhecimento. As temperaturas de início e final de transformação martensítica são maiores que as obtidas no material M1, porém ainda se apresentam muito abaixo da temperatura ambiente. As entalpias de transformação do segmento exotérmica atingiram os valores de 11,56 J/g e 23,89 J/g para os tratamentos de 400°C e 500°C, respectivamente.

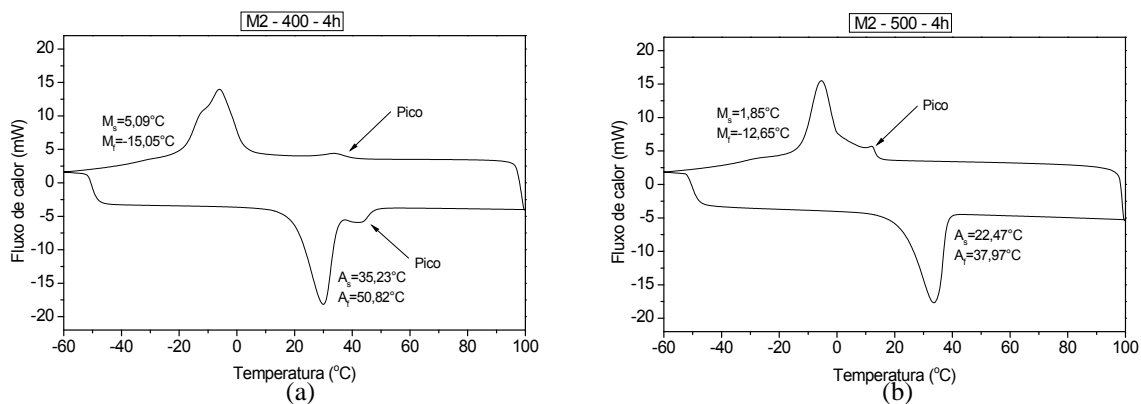


Figura 3. Calorimetria do material M2 submetido a tratamentos térmicos por 4 horas. (a) 400°C e (b) 500 °C.

Quando se faz a comparação entre as entalpias dos materiais M1 e M2, tem-se que em relação ao material M1 a entalpia de transformação é maior para o tratamento de 400°C, fazendo deste tratamento o que apresenta maior possibilidade de reações de transformação. O tratamento térmico de 500°C apresenta maior entalpia de transformação no material M2.

A figura 4 apresenta as curvas calorimetria do tratamento térmico de 400°C para os materiais M1 e M2 por um período de 24 horas. O material M1 continua apresentando a transformação romboédrica e a transformação martensítica durante o resfriamento, porém, as temperaturas de transformação se deslocaram para a direita. O material M2 apresenta além dos picos de transformação convencionais, outros picos de transformação em ambos os segmentos. Acredita-se que estes picos podem fazer referência a transformações que surgem dentro e fora do grão (Zhou et al, 2006).

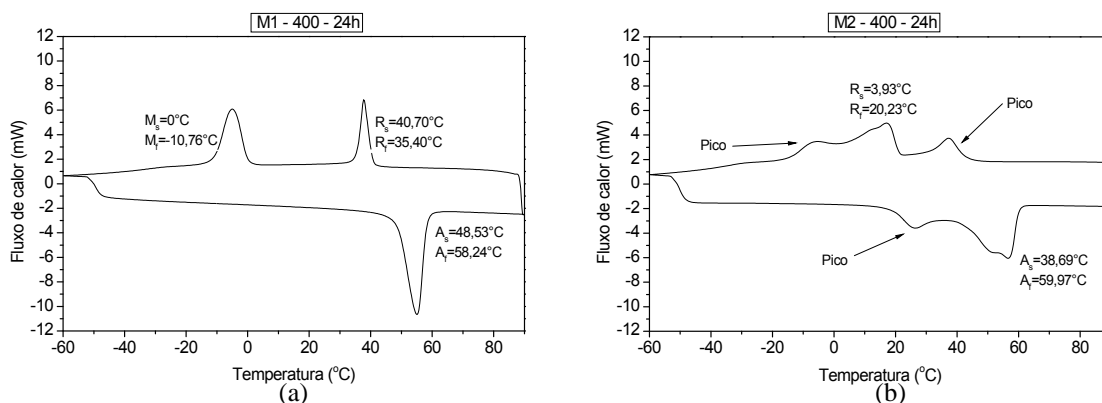


Figura 4. Curvas de calorimetria dos materiais M1 e M2 submetidos ao tratamento térmico de 400°C por 24 horas. (a) M1 e (b) M2.

Ligas de TiNi com teores superiores a 50,4at%Ni costumam exibir a transformação de fase em duas etapas, porém a o material M2 com 50,2at%Ni exibiu transformações sucessivas que se caracterizam pelo surgimento de uma transformação inicial no contorno de grão, seguida de transformações dentro do grão do material. A explicação para este fato ainda não está bem formulada, mas acredita-se que algum problema no processo de obtenção do material possa ter gerado este tipo de condição, pois em muitos estudos são conduzidas inúmeras refusões no material. Estas refusões são utilizadas para garantir a homogeneidade do material.

A figura 5 exibe o resultado do DSC das amostras submetidas ao tratamento térmico de 500°C durante 24 horas. O material M1 passa a apresentar a transformação em apenas uma etapa, as temperaturas de transformação apresentam deslocamento para a direita passando a 39,19°C para o início da transformação martensítica e a 26,4°C para o término desta transformação.

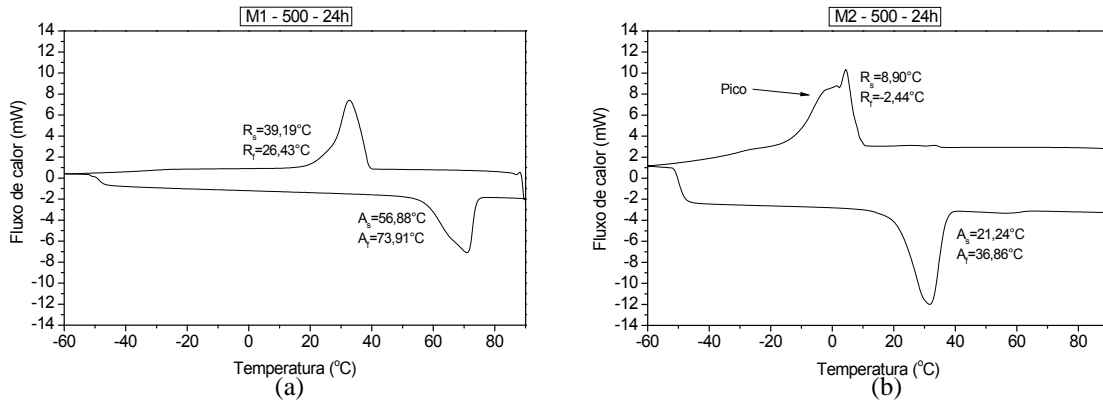


Figura 4. Curvas de calorimetria dos materiais M1 e M2 submetidos ao tratamento térmico de 500°C por 24 horas. (a) M1 e (b) M2.

A evolução dos períodos de envelhecimento induziu a superposição dos picos de martensita e da fase R. Apesar da redução no número de picos observados no material M2, ainda é possível observar um segundo pico durante o segmento de resfriamento do tratamento de 500°C.

3.2. Análise Dinâmico-Mecânica (DMA)

A análise dinâmico-mecânica apresenta importantes resultados quando se estudam materiais que apresentam dependência da temperatura e da frequência de carregamentos. As ligas com memória de forma e os polímeros são os principais materiais onde a aplicação desta técnica gera resultados satisfatórios.

As ligas com memória de forma apresentam alto grau de amortecimento quando no estado martensítico. Este amortecimento é reduzido quando o material é aquecido e a fase martensítica dá lugar à fase austenítica, que apresenta baixa capacidade de amortecimento (Lu et al., 2003).

Dentre as ligas com memória de forma as ligas de TiNi se destacam em relação a sua capacidade de amortecimento, conferindo-lhes a denominação “High Damping Metals” (Vandeuzen et al., 1981). A capacidade de amortecimento destes materiais é atribuída à mobilidade apresentada pela interface entre as fases austenítica/martensítica e a densidade de discordâncias.

A figura 5 exibe as curvas do módulo de armazenamento durante o aquecimento em função da temperatura na forma como recebida e como fundida dos materiais M1 e M2, respectivamente. Na figura 5.(a) tem-se o módulo de armazenamento para o material M1. Nesta figura é observado uma linha com uma sucinta variação no módulo de armazenamento de 42,7 MPa a 48,8 MPa. A figura 5.(b) exibe uma elevada variação no módulo de armazenamento devido à transformação de fase no material M2. Observa-se que o material M2 apresenta considerável ampliação dos valores do módulo de armazenamento, ou seja, maior rigidez que o material M1. Este fato pode ser explicado pelo nível de discordâncias presente no material M1 que gera reduzida transformação de fase.

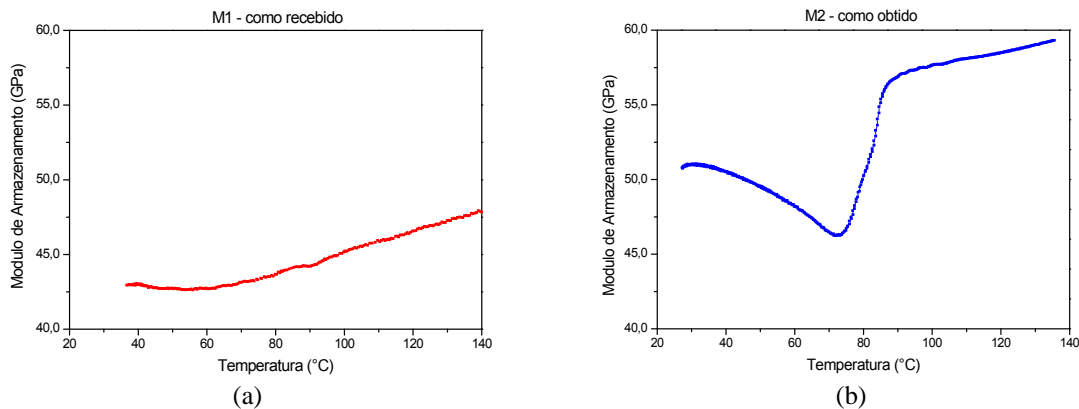


Figura 5. Curvas do módulo de armazenamento em função da temperatura (a) M1 e (b) M2.

A figura 6 apresenta as curvas da capacidade de amortecimento em função da temperatura. Ambas as amostras apresentaram um pico de amortecimento devido à transformação de fase do material. O material M1 apresentou o valor

de Tan em torno de 0,15 e o material M2 apresentou o valor em torno de 0,11. As temperaturas dos picos de transformação austenítica obtidos nos gráficos de capacidade de amortecimento foram de 73,11°C e 82,98°C para os materiais M1 e M2, respectivamente. Essas temperaturas foram superiores as temperaturas obtidas através da calorimetria diferencial de varredura realizada em ambos os materiais para todos os tratamentos térmicos realizados. Esta diferença entre as temperaturas obtidas através do DMA e do DSC é o resultado de um retardo no processo de estabilização das propriedades mecânicas e a transformação de fase instantânea do material (Silva, 2009).

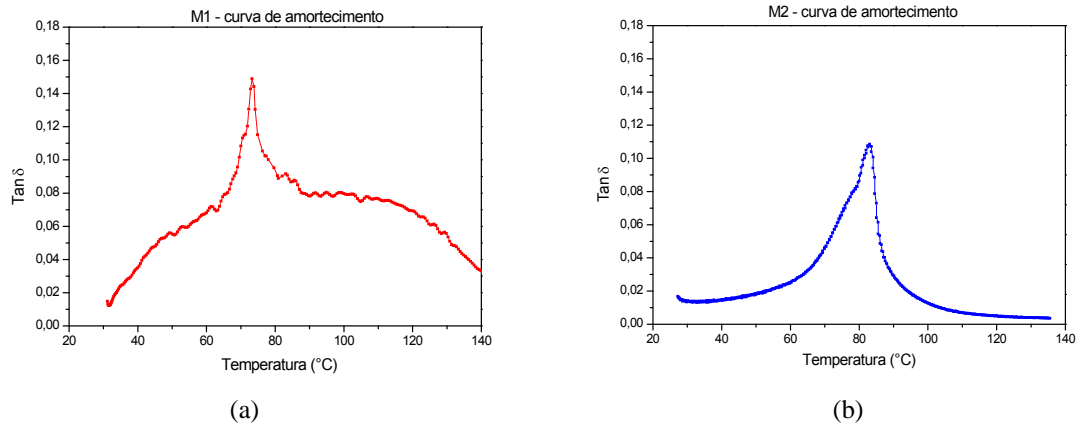


Figura 6. Curvas da capacidade de amortecimento em função da temperatura (a) M1 e (b) M2.

4. CONCLUSÕES

- Os tratamentos térmicos realizados em ambos os materiais induziram mudanças no comportamento da transformação de fase martensítica. Estas mudanças ficaram caracterizadas por transformações em duas etapas que originaram transformações em apenas uma etapa, conforme se ampliava o tempo de envelhecimento.
- O estudo de M2 mostrou durante a evolução dos tempos de envelhecimento alterações nas transformações de fase do material. Estas alterações ficaram caracterizadas por picos sucessivos de transformação durante os segmentos de aquecimento e resfriamento. Essas transformações sucessivas são atribuídas ao diferente percentual de Ni presente dentro e fora do grão do material. A diferença na quantidade de Ni permite que no contorno de grão seja gerada uma transformação de fase que é seguida por outra transformação no interior do grão do material.
- Os resultados das curvas de capacidade de amortecimento mostram que o material M1 exibe capacidade de amortecimento superior ao do material M2.

5. AGRADECIMENTOS

Agradecemos aos órgãos de fomento Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo suporte financeiro e bolsas de estudo a este projeto de pesquisa.

6. REFERÊNCIAS

- Dimitris, C. Lagoudas. "Shape Memory Alloys Modeling and Engineering Applications". Springer. USA, Texas. 2008.
- Otsuka, K.; Wayman, C. M. "Shape Memory Materials", Cambridge University Press, Cambridge, UK 1998, p. 1 – 131.
- Khelfaoui, F. (2000) Effet des traitements thermomécaniques sur les transformations displacives de l'alliage Ti-Ni. Tese de doutorado, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Villerbonne, France. 40 – 141.
- Liu, Y.; Van Humbeeck, J.; Stalmans, R.; Delaey, L. (1997) Some aspects of the properties of NiTi shape
- Zhou, Y.; Fan, G.; Zhang, J.; Ding, X.; Ren, X.; Sun, J. and Otsuka, K. "Understanding of multi-stage R-phase transformation in aged Ni-rich Ti–Ni shape memory alloys". Materials Science and Engineering A 438–440 (2006) 602–607.
- VANDEURZEN, U., VERELST, H., SNOEYS, R., DELAEY, L., Dynamic properties of high damping metals. Journal de Physique, Vol. 10, p. 1169-1174, 1981.
- LU, X. L., CAI, W., ZHAO, L. C., Damping behavior of a Ti44Ni47Nb9 shape memory alloy. Journal of Materials Science Letters, Vol. 22, p. 1243-1245, 2003.
- Silva, N. J. "Estudo do comportamento termomecânico de uma liga Ni-Ti com memória de forma usando análise dinâmico-mecânica (DMA)" Dissertação de Mestrado, Campina Grande, 2009.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.



VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA
VI NATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING
18 a 21 de agosto de 2010 – Campina Grande – Paraíba - Brasil
August 18 – 21, 2010 – Campina Grande – Paraíba – Brazil

AGEING EFFECT ON DAMPING CAPACITY OF RICH NI TI-NI ALLOYS

Carlos Augusto do N. Oliveira, cano.oliveira@gmail.com¹

Niédson José da Silva, niedsonjs@yahoo.com.br¹

Cezar Henrique Gonzalez, gonzalez@ufpe.br¹

Carlos José de Araújo, carlos@dem.ufcg.edu.br²

Severino Leopoldino Urtiga Filho, urtiga@ufpe.br¹

¹ Universidade Federal de Pernambuco – Centro de Tecnologia e Geociências – Departamento de Engenharia Mecânica, Av. Acadêmico Hélio Ramos, s/n, Cidade Universitária, 50740-530, Recife – PE,

² Universidade Federal de Campina Grande, Departamento de Engenharia Mecânica, Av. Aprígio Veloso, 882, Caixa Postal: 10069, Campina Grande - PB, CEP 58109-970, Brasil-PB.

Abstract. *Ti-Ni alloys thermoelastic behavior shows considerable modifications according to Ni composition. Ni percnentual induces modifications on martensitic transformation temperatures and thermoelastic properties from martensitic transformation. Between this modifications we have, one-step (B2 B19') or two-steps (B2 R B19') direct transformation behavior. This work investigates and compares the martensítica transformation obtained on two rich Ni Ti-Ni alloys. This study is developed by heat treatment, differential calorimetric scanning and dynamic mechanical analysis. Among the expected results it is intend to visualize modification on the shape memory transformation temperatures, as well as, compare the phase transformation on both alloys.*

Keywords: *Phase transformation, Ti-Ni alloys, dynamic mechanical analysis, thermoelastic effect.*