

TRATAMENTO TERMO-CÍCLICO SOB CARGA DA LIGA MONOCRISTALINA Cu-Al-Ni¹

Elaine Cristina Pereira²
Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova³
Anatoliy Nikolaevich Matlakhov³
Ruben J. S. Rodríguez⁴
Teresa Ellígio Castillo⁵
Sérgio Neves Monteiro⁶

Resumo

Neste trabalho foi estudada uma liga monocristalina Cu-13,5%Al-4,0%Ni (em peso), com transformações martensíticas reversíveis (TMR), submetida a tratamentos termo-cíclicos (TTC) sob carga, num intervalo que abrange as temperaturas críticas de TMR. A liga foi fabricada pela empresa "Memory Crystals Group", na Rússia. Neste estudo, maior atenção foi dada às alterações da estrutura e histerese térmica, associada a TMR. As temperaturas críticas de TMR e a grandeza da histerese térmica foram determinadas a partir da análise por calorimetria exploratória diferencial. Na caracterização estrutural da liga foram envolvidas a microscopia ótica e a difração de raios-X. Para realizar os TTC sob carga compressiva, foi desenvolvido um dispositivo especial. As análises evidenciaram uma diminuição nos intervalos críticos de TMR e na histerese térmica, até 13 °C, favorecendo a TMR. Esta tendência torna-se mais evidente com o aumento dos ciclos térmicos aplicados. Após TTC sob carga de 0,5 kg e aquecimento a partir de 0 °C, a TMR reversa $\gamma'_1 \rightarrow R \rightarrow \beta_1$ começa a temperaturas mais baixas, enquanto que, no resfriamento a partir de 90 °C, a TMR direta $\beta_1 \rightarrow R \rightarrow \gamma'_1$ começa a temperaturas mais altas. A carga aplicada participa na re-orientação da estrutura e na estabilização da fase R coerente às fases γ'_1 e β_1 .

Palavras-chaves: Liga monocristalina Cu-Al-Ni; Transformações martensíticas reversíveis; Tratamentos termo-cíclicos; Histerese térmica.

UNDER LOAD THERMO-CYCLING TREATMENT OF A MONOCRYSTALLINE Cu-Al-Ni ALLOY

Abstract

In this work, a monocrystalline Cu-13.5 wt% Al – 4.0 wt% Ni alloy exhibiting reversible martensitic transformation (RMT) was studied. The alloy was submitted to thermo-cycling treatment (TCT) under load in an interval that covers the critical temperatures associated with RMT. The Russian firm "Memory Crystals Group" was responsible for the fabrication of the alloy. In this study, a greater attention was paid to the RMT structural changes and thermal hysteresis. These, together with the critical temperatures were investigated by means of differential exploratory calorimetric analysis. Optical microscopy and X-ray diffraction were used to characterize the alloy structure. A special device was developed to allow for the TCT analysis under compressive load. This analysis showed a decrease in both the RMT intervals and the thermal hysteresis up to 13°C. It was concluded that the TCT under load favors the RMT, which becomes more evident with the number of applied cycles. After the TCT under a 0,5 kg load and heating starting from 0°C, a reverse RMT related to $\gamma'_1 \rightarrow R \rightarrow \beta_1$ begins, on heating, at lower temperatures and, on cooling, at 90°C. The direct RMT, $\beta_1 \rightarrow R \rightarrow \gamma'_1$, begins at higher temperatures. The applied load participates in both the structure re-orientation and the stabilization of R phase, which is coherent with γ'_1 and β_1 .

Key words: Monocrystalline Cu-Al-Ni alloy, reversible martensitic transformations, thermo-cycling treatments, thermal hysteresis.

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

² Mestranda do LAMAV/CCT/UENF. elainecep@uenf.br

³ Eng. Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professora Associada, LAMAV/CCT/UENF. Av. Alberto Lamego 2000, Parque Califórnia, Campos dos Goytacazes, RJ, CEP: 28015-620. Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF), Centro de Ciência e Tecnologia (CCT), Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV). [<lioudmila@uenf.br>](mailto:lioudmila@uenf.br)

⁴ Eng.º Químico, M.Sc., Ph.D., Professor Associado, LAMAV/CCT/UENF.

⁵ Eng.ª Química, M.Sc., D.Sc., Pesquisadora, LAMAV/CCT/UENF.

⁶ Eng.º Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professor Titular, LAMAV/CCT/UENF.

1 INTRODUÇÃO

As ligas com o Efeito de Memória de Forma (EMF) continuam sendo de grande interesse para pesquisadores e engenheiros da área de metalurgia física e metal-mecânica, objetivando utilizá-las em atuadores e equipamentos de alta tecnologia.^[1-3] O principal obstáculo para sua utilização prática consiste na sensibilidade aos fatores metalúrgicos, tecnológicos e de exploração, que alteram a estrutura, o comportamento mecânico, os parâmetros de EMF, dentre outras propriedades essenciais. Estas influências precisam ser avaliadas.

É bem conhecido que o EMF pode ser exibido em ligas que sofrem Transformações Martensíticas Reversíveis (TMR).^[4] Estas transformações ocorrem em sistemas de fases intermetálicas metaestáveis, muitas vezes ordenadas, onde transformações cristalograficamente reversíveis se desenvolvem com pequena variação na energia de Gibbs do sistema (<100 J/mol), em um estreito intervalo de temperatura (M_i-M_f , no resfriamento, e A_i-A_f , no aquecimento) e com pequena histerese térmica; onde a interface entre as fases participantes, martensítica e de alta temperatura, permanece coerente ou semi-coerente. Nas TMR, as lamelas da nova fase se acomodam à fase inicial, sem mudanças na composição com a variação da temperatura, e as fases metaestáveis participantes não devem sofrer decomposição e passar para as estáveis.^[5-7]

Para realizar o EMF em regime repetitivo, estas ligas requerem múltiplos ciclos de aquecimento e resfriamento, num intervalo de temperatura que inclui as temperaturas críticas de TMR. Além das solicitações térmicas, as TMR podem se desenvolver sob cargas aplicadas, o que é típico para elementos de força de diversos atuadores. As cargas aplicadas originam tensões, deformações e transformações de fase adicionais, alterando a estrutura e propriedades do material de maneira complexa.^[6-10] Entretanto, estes aspectos têm sido pouco investigados nas ligas à base de cobre.^[7]

Ultimamente, maior atenção tem sido dada às ligas monocristalinas com TMR, que exibem altos parâmetros de EMF. Entre estas, se destacam as ligas monocristalinas Cu-Al-Ni à base do composto intermetálico Cu_3Al , onde a fase de alta temperatura β_1 , com estrutura cúbica ordenada do tipo DO_3 , pode se transformar para a fase martensítica γ'_1 , ordenada do tipo Cu_3Ti .^[10-16] Estas ligas, além de elevadas propriedades de EMF,^[1] revelam boa conformabilidade, plasticidade, sem sofrer fragilização a tratamentos térmicos aplicados,^[6,7] e, alta resistência ao acúmulo de imperfeições estruturais durante TTC sem cargas aplicadas.^[11]

O principal objetivo do presente trabalho foi estudar as alterações na estrutura e temperaturas críticas de TMR de uma liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni, após 100, 200 e 300 ciclos térmicos sob uma carga, criando tensões compressivas, num intervalo que abrange as temperaturas críticas de TMR.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni foi fabricada pelo "Memory Crystals Group", na Universidade Técnica de São Petersburgo, Rússia.^[1]

A identificação da composição de fase da liga foi realizada através da análise de difração de raios-X com radiação $Cu-K\alpha$, no difratômetro DRON-3M, para a faixa 2θ entre 25° e 75° , com um passo de varredura de $0,05^\circ$ por 3s de acumulação, em temperatura ambiente de laboratório.

A determinação das temperaturas críticas, intervalos de temperatura e efeitos térmicos associados a TMR da liga no estado inicial e após tratamentos cíclicos sob carga aplicada, foi realizada a partir da análise por calorimetria exploratória diferencial (DSC) no equipamento TA-INSTRUMENTS, modelo DSC-2010. Os testes térmicos foram executados na faixa de temperatura entre $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $+150\text{ }^{\circ}\text{C}$ com uma taxa de aquecimento de $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ em atmosfera inerte e resfriamento utilizando o módulo LNCA contendo nitrogênio líquido.

As amostras foram cortadas em um cortador mecânico MINITOM, lixadas e polidas com pastas de alumina de $1\text{ }\mu\text{m}$, $0,25\text{ }\mu\text{m}$ e $0,1\text{ }\mu\text{m}$, sem ataque químico. A caracterização metalográfica da liga foi realizada através do microscópio ótico NEOPHOT-32.

Para realizar TTC sob carga, um dispositivo especial foi desenvolvido. A liga foi submetida à variação de temperatura na faixa entre 0 e $+90\text{ }^{\circ}\text{C}$, incluindo as temperaturas críticas de TMR, sob uma carga estática. No atual trabalho estão apresentados os resultados obtidos após TTC sob carga de $0,5\text{ kg}$, correspondendo à respectiva tensão de $0,26\text{ MPa}$, que está abaixo do limite de escoamento da liga.

A caracterização da estrutura e propriedades da liga foi realizada no estado inicial e após TTC que incluem 100 , 200 e 300 ciclos térmicos, de aquecimento até $+90\text{ }^{\circ}\text{C}$ (acima de A_f), em água fervente, e resfriamento até $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ (próximo a M_f), numa mistura criogênica de gelo triturado e NaCl, além do tratamento em água a temperatura ambiente, intercalando as temperaturas do processo de TTC.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A determinação das temperaturas críticas de TMR foi realizada de acordo com a metodologia utilizada por Otsuka e Wayman.^[7] Com o aquecimento e resfriamento da liga, foram determinadas as temperaturas críticas de TMR (A_i , A_f e M_i , M_f). Traçando tangentes às curvas endotérmicas e exotérmicas foi possível avaliar as temperaturas de início e fim onde a transformação acontece de modo intensivo, A_o , M_o “on-set” e A_{of} , M_{of} “off-set”. As temperaturas de pico determinam onde o fluxo de calor atinge o máximo, A_p e M_p . É importante ressaltar que as temperaturas A_i , A_f e M_i , M_f são determinadas de modo individual, dependendo do pesquisador, entretanto, as temperaturas A_o , A_{of} e M_o , M_{of} são caracterizadas de modo padronizado e determinam onde os processos de TMR $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$ se desenvolvem de modo intensivo.

As alterações nas temperaturas críticas de transformação após 100 , 200 e 300 ciclos térmicos, sob carga estática de $0,5\text{ kg}$, estão apresentadas na Figura 1(a,b). As temperaturas críticas de transformação direta, M_o , M_p , M_{of} , diminuem com o acúmulo de 100 ciclos térmicos. Após 200 e 300 ciclos aplicados a transformação desenvolve um estágio estável e as temperaturas críticas permanecem quase constantes. Entretanto, as temperaturas de transformação reversa A_o , A_p , A_{of} diminuem mesmo com o acúmulo de 300 ciclos térmicos, diminuindo o intervalo A_o-A_p e A_o-A_{of} até $2,2\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $7,5\text{ }^{\circ}\text{C}$, respectivamente.

Após 300 ciclos as temperaturas críticas foram determinadas como $+36,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ (M_i), $+14,3\text{ }^{\circ}\text{C}$ (M_o), $+10,2\text{ }^{\circ}\text{C}$ (M_p), $-2\text{ }^{\circ}\text{C}$ (M_{of}), $-13,8\text{ }^{\circ}\text{C}$ (M_f), no resfriamento, e $+2,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ (A_i), $+21\text{ }^{\circ}\text{C}$ (A_o), $+23,2\text{ }^{\circ}\text{C}$ (A_p), $+28,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ (A_{of}), $+40,1\text{ }^{\circ}\text{C}$ (A_f) no aquecimento.

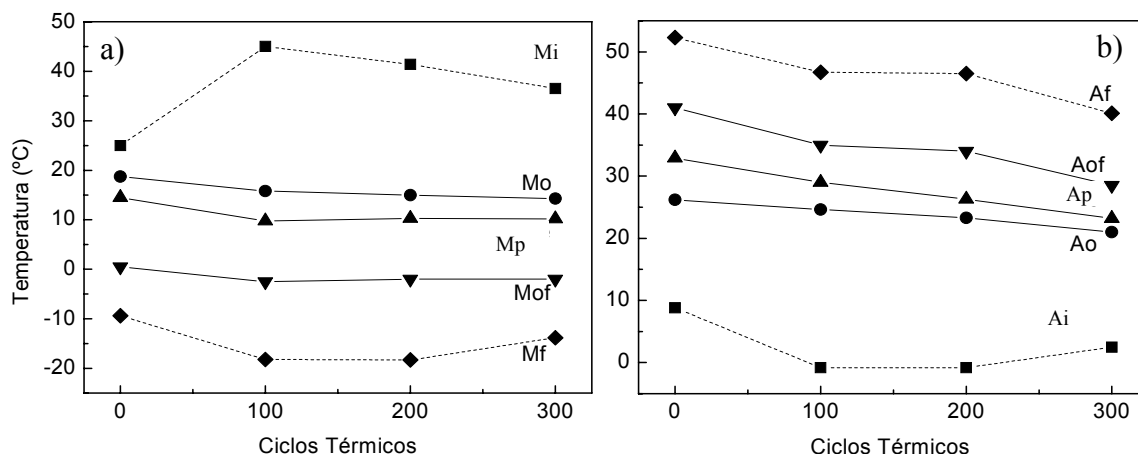


Figura 1. Temperaturas críticas de TMR obtidas por DSC em função do número de ciclos térmicos sob carga estática de 0,5 kg (a,b), durante resfriamento (a) e aquecimento (b) da liga Cu-13,5%Al-4%Ni.

Com o acúmulo dos ciclos térmicos, a grandeza da histerese térmica diminui quase que linearmente. Após TTC de 100 ciclos, a histerese tem uma pequena tendência ao aumento, com maior número de ciclos diminui até aproximadamente 13 °C, favorecendo a TMR, Figura 2. As entalpias de transformação tanto direta quanto reversa, após os ciclos térmicos sob carga 0,5 kg, variam em torno de 7-8 J/g.

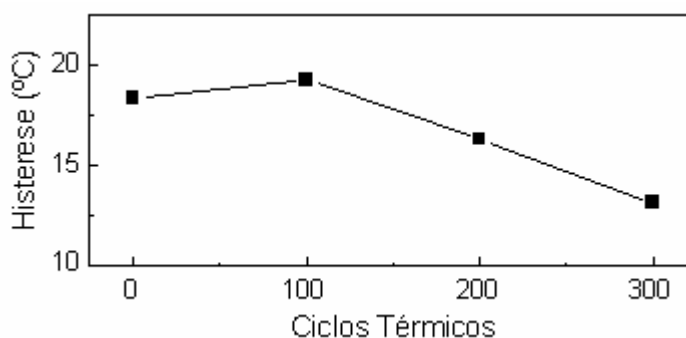


Figura 2. Grandeza de histerese térmica em função dos ciclos térmicos sob carga.

Os resultados obtidos estão de acordo com literatura.^[7] O treinamento térmico, que envolve as TMR, promove alterações na estrutura, desviando as temperaturas críticas a valores mais baixos. Na liga pesquisada, observa-se a estabilidade das temperaturas críticas de transformação intensiva direta (M_o - M_{of}), acima de 100 ciclos aplicados, enquanto que as temperaturas de transformação intensiva reversa (A_o - A_{of}), diminuem até 300 ciclos térmicos. Durante TTC, os intervalos de TMR direto e reverso são maiores, quando comparado ao estado inicial, entretanto, com o treinamento, até 300 ciclos aplicados, revela-se uma diminuição dos intervalos críticos de realização de TMR e da histerese térmica.

Alterações microestruturais da liga, após TTC aplicados, estão apresentadas na Figura 3. Quando a liga é submetida a 100 ciclos térmicos sob carga, finalizando o tratamento com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento, o relevo característico martensítico, onde as lamelas se cruzam em V, pode ser observado, Figura 3(a). Com o aquecimento, linhas de deslizamento profundas e orientadas substituem as lamelas martensíticas. A agulha em forma de lança aparece em destaque, Figura 3(b).

A Figura 3(c,d) apresenta as alterações da liga após 200 ciclos térmicos sob carga. Em toda a seção transversal do corpo de prova aparecem orifícios, provenientes de oxidação.

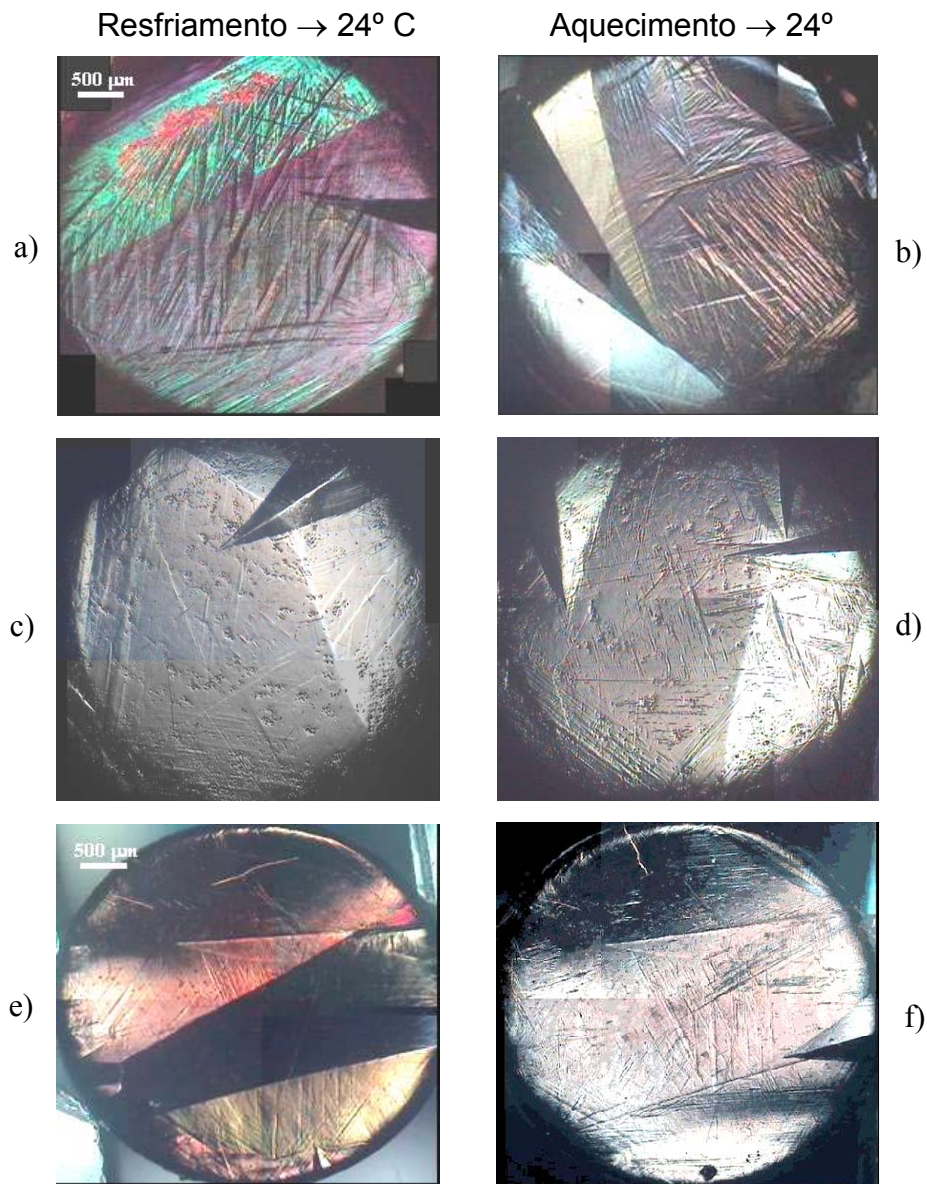


Figura 3. Aspectos morfológicos da liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni após 100 (a,b), 200 (c,d) e 300 (e,f) ciclos térmicos sob carga de 0,5 kg, finalizando com ½ ciclo de resfriamento (a,c,e) e ½ ciclo de aquecimento (b,d,f).

A estrutura da liga, finalizada com ½ ciclo de resfriamento, é composta principalmente pela fase β_1 ^[12] e R ^[13] coerente a γ'_1 ^[14] com pouca participação de γ'_1 , Figura 4(a). Através da análise metalográfica observa-se que as lamelas martensíticas não são desenvolvidas, entretanto, é revelada uma deformação que separa dois blocos periféricos da outra parte da amostra. Sobreposto a superfície deformada se desenvolve uma agulha em forma de lança, que comprova a presença da fase martensítica, Figura 3(c).

A mesma liga quando aquecida, apresenta maior participação da fase martensítica γ'_1 , além da fase R que se revela coerente a γ'_1 , Figura 5(a). Na microestrutura aparecem linhas de deslizamento adicionais em forma de finas lamelas nas laterais e na parte central da amostra. Além da agulha martensítica observada com o resfriamento, outras duas foram desenvolvidas, evidenciando maior presença da fase γ'_1 . Duas agulhas se revelam perpendiculares entre si, Figura 3(d).

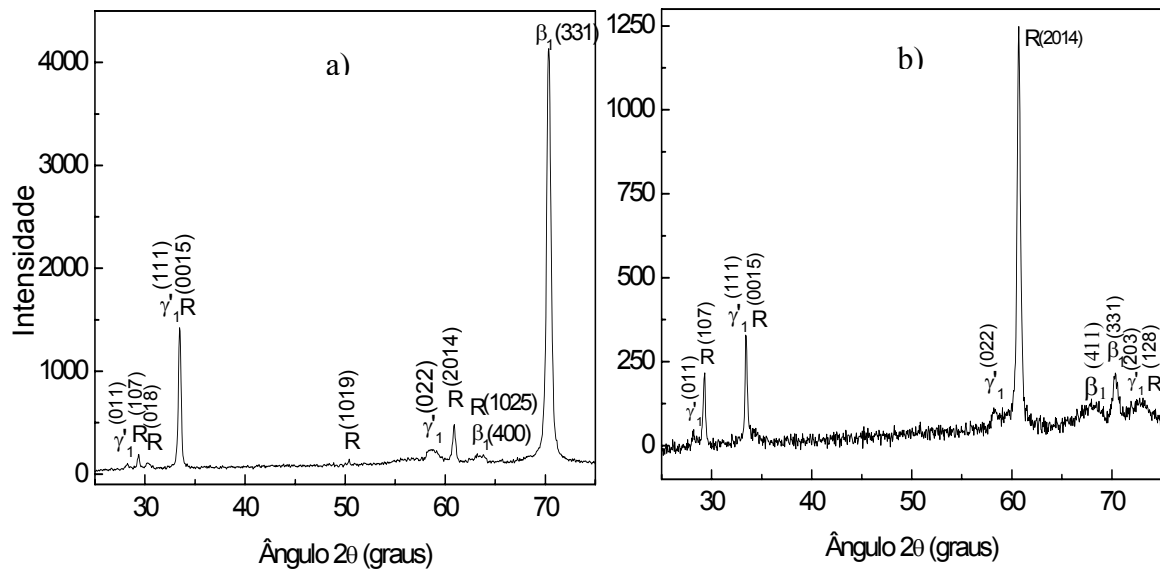


Figura 4. Análise comparativa dos difratogramas da liga Cu-13,5%Al-4%Ni, solicitada a 200 (a) e 300 (b) ciclos térmicos, sob a carga de 0,5 kg, finalizando o tratamento com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento.

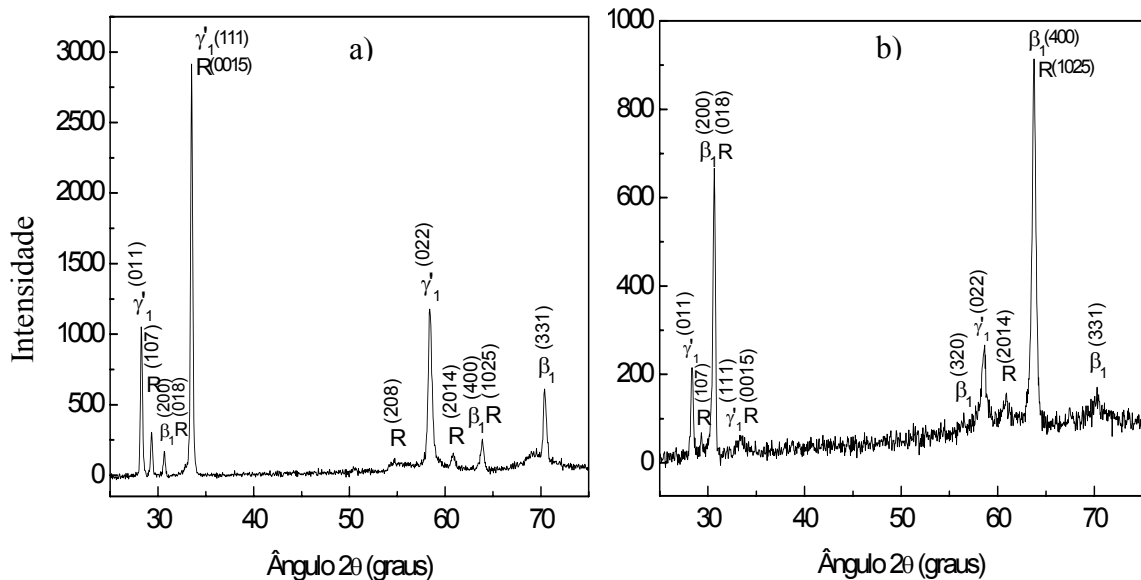


Figura 5. Análise comparativa dos difratogramas da liga Cu-13,5%Al-4%Ni, solicitada a 200 (a) e 300 (b) ciclos térmicos sob carga estática de 0,5 kg, finalizando com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento.

As Figuras 3(e,f) apresentam a microestrutura da liga submetida a 300 ciclos térmicos sob carga, evidenciando a completa extinção dos blocos martensíticos. A análise de raios-X, finalizando com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento, comprova a presença principal da fase R, coerente a γ'_1 , e pouca participação da fase β_1 , Figura 4 (b). A microscopia ótica apresenta uma deformação macroscópica ao longo da seção transversal da amostra (parte escura), e próximo a esta deformação uma macla martensítica, evidenciando o provável estado intermediário. Na região periférica uma pequena agulha martensítica pode ser observada, Figura 3(e).

A estrutura da liga submetida a TTC finalizando com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento, é composta por γ'_1 , além de β_1 e R, que revelam forte coerência entre si, Figura 5(b). Na superfície da liga aquecida a deformação macroscópica diminui, provavelmente acompanhada pela reação $R \rightarrow \beta_1$, revelando linhas de deslizamento. A macla observada no resfriamento (parte superior), permanece sem modificações. Observa-se o aparecimento de uma nova agulha martensítica, que com a análise difratométrica, comprova maior participação da fase γ'_1 , Figura 3(f).

Foram analisadas as alterações na estrutura da liga investigada com o acúmulo de ciclos térmicos, finalizando com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento, sob carga. Com o acúmulo de 200 ciclos, a estrutura revela participação notável da fase β_1 , com sua orientação preferencial revelada pelo pico bastante intenso $(331)_{\beta_1}$. Existem picos da fase γ'_1 e os de planos de coerência $\beta_1|R$ e $\gamma'_1|R$, de intensidade inferior. Pode-se dizer que a estabilidade da fase β_1 aumentou no final deste ensaio, Figura 4(a). Após 300 ciclos, a estrutura revela a presença significativa da fase R e menor participação da fase β_1 , comparando com o estado após 200 ciclos. A participação da martensítica γ'_1 continua baixa, Figura 4(b). Pode-se dizer que com aumento dos ciclos térmicos, a estrutura final da liga varia de modo pouco significativo, revelando principalmente a presença das fases R e β_1 , com pouca participação da fase martensítica γ'_1 .

As alterações estruturais acumuladas na liga durante TTC, finalizando os ensaios com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento também foram avaliadas. A liga quando aquecida acima da temperatura crítica A_f , tende aliviar as tensões acumuladas no tratamento anterior, finalizado com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento sob carga, fato que está correlacionado ao EMF. Os resultados obtidos por difração de raios-X da liga Cu-13,5%Al-4%Ni após 200 e 300 ciclos sob carga de 0,5 kg, finalizando o tratamento com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento (aquecimento até 100 °C e resfriamento à temperatura ambiente) sem carga aplicada, estão apresentados na Figura 5.

A liga submetida a 200 ciclos térmicos sob carga, apresenta picos da fase martensítica e coerentes a esta $(111)_{\gamma'_1}|(0015)_R$, $(011)_{\gamma'_1}$ e $(022)_{\gamma'_1}$ com maiores intensidades. A fase $(331)_{\beta_1}$ apresenta intensidade média, enquanto que, os picos coerentes à fase β_1 e os pertencentes à fase R com intensidade baixa, Figura 5(a).

Com o acúmulo de 300 ciclos térmicos, a estrutura é composta principalmente pelos reflexos coerentes $(200)_{\beta_1}|(018)_R$ e $(400)_{\beta_1}|(1025)_R$, através de intensos reflexos, e pela fase martensítica $(011)_{\gamma'_1}$ e $(022)_{\gamma'_1}$, identificada por intensidades médias. Os demais reflexos, $(107)_R$, $(111)_{\gamma'_1}|(0015)_R$, $(2014)_R$ e $(331)_{\beta_1}$ por baixas intensidades, Figura 5(b).

Os resultados de difração de raios-X foram comparados com as análises obtidas por DSC. Foi observada a diminuição das temperaturas críticas de transformação martensítica reversa ($\gamma'_1 \rightarrow \beta_1$) após os TTC sob cargas estáticas, que justifica a aproximação da temperatura de início intensivo (A_o) da reação de TMR à temperatura ambiente, a qual foram realizadas as análises de difratometria. Esta aproximação favorece a estabilidade da estrutura intermediária R, coerente à fase de alta temperatura.

É provável que o campo de tensões internas, elásticas, acumuladas na estrutura durante os TTC sob cargas, provoca a reação $\beta_1 \rightarrow R \rightarrow \gamma'_1$ a temperaturas mais altas, e está responsável pela ampliação do intervalo da transformação direta M_i - M_f , deslocando M_i a temperaturas mais elevadas. Por outro lado, a deformação plástica (imperfeições de estrutura) dificulta a finalização da mesma transformação, deslocando M_f a temperaturas mais baixas.

Os processos ocorridos promovem a estabilização da estrutura composta por fases R e γ'_1 , à temperatura ambiente, fato que não foi notado após o ensaio sem carga.^[11] O aumento da carga aplicada favorece este processo.

4 CONCLUSÕES

1. A liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni quando submetida a TTC sob cargas estáticas, revela uma diminuição nos intervalos críticos de transformações intensivas e na histerese térmica, favorecendo as TMR. Essa tendência se revela mais com aumento dos ciclos térmicos realizados. Os intervalos M_o - M_{of} e A_o - A_{of} determinados no primeiro ciclo sem carga, como 18 e 15 °C, diminuem até 16 e 8°C, após 300 ciclos térmicos realizados sob carga de 0,5 kg.

2. A carga aplicada durante TTC provoca a transformação martensítica reversa $\gamma'_1 \rightarrow R \rightarrow \beta_1$, no aquecimento a partir de 0 °C, a temperaturas mais baixas, bem como a transformação martensítica direta $\beta_1 \rightarrow R \rightarrow \gamma'_1$, no resfriamento a partir de 100 °C, a temperaturas mais altas, re-orientando a estrutura e estabilizando a fase R, coerente as fases γ'_1 e β_1 . A carga, aplicada durante TTC de até 300 ciclos, favorece a estabilidade das fases R e β_1 na estrutura da liga, finalizando os ensaios com ½ ciclo de resfriamento de modo tencionado.

3. As alterações nas temperaturas críticas finais de TMR, aumento de M_f e diminuição de A_f , notadas acima de 100 ciclos térmicos sob cargas, são correlacionadas com modificações na estrutura e estabilidade da fase intermediária R, e não com o acúmulo de deformação plástica, não reversível.

4. Baixa taxa de alterações nas temperaturas críticas indica boa resistência da liga investigada a mudanças irreversíveis durante TTC sob cargas aplicadas, viabilizando seu uso prático.

Agradecimentos

Os pesquisadores agradecem o apoio a pesquisa concedido pela FAPERJ, CAPES e CNPq. Agradecimentos aos colegas Rosane Toledo, da UENF, Campos dos Goytacazes, RJ, e Guenrih Lubman, do Instituto de Metalurgia de Moscou, Rússia, pelo apoio na realização de análise de difração de raios-X.

REFERÊNCIAS

- 1 PRIADKO, A., PULNEV, S., VIAHHI, I., VETROV, V., YUDIN, V. In: Proceedings of the Institute of Robotics and Technical Cybernetics. Actuators and Drives Based on Cu-Al-Ni Shape Memory Single Crystals, St-Petersburg, Russia, 21p., 2000.
- 2 DYNNIKOV, V. I., SANTOS, C. M. L., BRAZ FERNANDES, F. M. Cu-Al-Ni shape memory actuators for anthropomorphic upper limb prostheses. In: Anais do Encontro 1º Biomecânica, Martinchel Abrantes, Portugal. Universidade de Abrantes, v.1. p. 295-299, 2005.
- 3 KURDIUMOV, G.V., HANDROS, L.G. O equilíbrio termoelástico de fases e transformações martensíticas. Relatórios da Academia de Ciências da SSSR, v. 66, n. 2, p. 211-215, 1949.
- 4 OTSUKA, K., WAYMAN, C.M. (Ed.). Shape Memory Materials. Cambridge University Press. Cambridge. 285 p., 2000.
- 5 WASILEWSKI, R. J. Stress-assisted martensite formation in TiNi. Scripta Metallurgica. v.5. n. 2. p. 127-130, 1971.
- 6 KOVNERISTYI, Y. K., FEDOTOV, S. G., MATLAKHOVA, L. A. The Influence of plastic deformation on the structure, shape memory effect and other properties of TiNi alloy. In: Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys, 09. 1986. Guilin, China v.1, p. 175, 1986.
- 7 MORIN, M., TRIVERO, F. Influence of thermal cycling on the reversible martensitic transformation in Cu-Al-Ni shape memory alloy. Materials Science and Engineering. A 196, p. 177-181, 1995.
- 8 SANTOS, C.M.L., VIANA, C.S.C., PINTO, A.L., CÂNDIDO F.S., GASPAR de SOUZA E. Análise microestrutural e microtextural de uma liga com memória de forma de Cu-Al-Ni monocristalina. In: 58º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 21 a 24 de julho. Rio de Janeiro, RJ, Brasil. ABM, 2003. CD ROOM, p. 3045-3053, 2003.
- 9 MATLAKHOVA, L.A., MATLAKHOV, A.N., DIAS, F.R.M., RODRÍGUEZ, R.S., VIAHHI, I., MONTEIRO, L.S.G. Efeito de tratamento termo-cíclico na estrutura das ligas monocristalinas Cu-Al-Ni com EMF. In: 58º Congresso Anual da ABM, 21 a 24 de julho. Rio de Janeiro, RJ, Brasil. ABM, 2003. CD ROOM, p. 3054-3061, 2003.
- 10 DIAS, F.R.M., MATLAKHOVA L.A., MATLAKHOV A.N., CARVALHO E.A., TOLEDO. R., RODRÍGUEZ R.S. Comportamento das ligas monocristalinas de Cu-Al-Ni com EMF solicitadas à deformação por compressão. In: 59º Congresso Anual da ABM - Internacional, Brasil, São Paulo, CD-ROOM, p. 3087- 3094, 2004.
- 11 MATLAKHOVA, L.A., DIAS, F.R.M., MATLAKHOV, A.N., RODRÍGUEZ, R.S., CASTILLÓ, T.E., TOLEDO, R., LIMA, J.A.P., MIRELLES, L.A.M., PEREIRA, E.C. Transformações martensíticas em ligas monocristalinas Cu-Al-Ni, solicitadas a tratamentos termo-cíclicos. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, PUCRS, 28 Nov. a 02 de Dez. Porto Alegre, RS, Brasil. CBECIMAT. CD ROOM (N1355), p. 1-7, 2004.
- 12 Friske, H., Anorg. Z. JCPDS 11-0010. Allg. Chem. 258-198, 1949.
- 13 BOWN, M. JCPDS 28-0016. Acta Crystallogr. 9, n. 70, 1956.
- 14 KARSSON, J. JCPDS 07-0108. Inst. Met. 79, n. 391, 1951.