

# EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA DE UMA LIGA MONOCRISTALINA Cu-Al-Ni <sup>(1)</sup>

Ariella da Silva Pinto<sup>(2)</sup>  
Liudmila Aleksandrovna Matlakhova<sup>(3)</sup>  
Anatoliy Nikolaevich Matlakhov<sup>(4)</sup>  
Eduardo Atem de Carvalho<sup>(5)</sup>  
Rosane Toledo<sup>(6)</sup>

## Resumo

Neste trabalho foi estudada uma liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni com o efeito de memória de forma (EMF), submetida a três ciclos de deformação por compressão a temperatura ambiente e posterior aquecimento. Maior atenção foi dada ao estudo do comportamento mecânico da liga, bem como as alterações estruturais ocorridas durante as solicitações mecânicas e o retorno ao estado inicial, após o aquecimento da amostra a 100 °C (acima de  $A_f$ ). A liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni foi fabricada por uma tecnologia desenvolvida pelo "Memory Crystals Group", na Universidade Técnica Estadual de São Petersburgo, na Rússia. A caracterização estrutural da liga foi feita por difração de raios-X, usando a radiação de Cu- $K_{\alpha}$ . Nas curvas de "tensão - deformação" da liga se revela um patamar de "pseudo-escoamento", típico para todas as ligas com EMF, onde ocorrem transformações martensíticas reversíveis  $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$  e reorientação da estrutura inicial e, em consequência, o acúmulo da deformação reversível do EMF. O EMF é de 95% a 100% com a deformação preliminar de até 8%.

**Palavras-chaves:** Liga monocristalina Cu-Al-Ni; Efeito de memória de forma; Transformações martensíticas reversíveis; Estrutura.

<sup>1</sup> 60º Congresso Anual - Internacional da ABM; de 25 a 28 de Julho de 2005, Belo Horizonte – MG Brasil.

<sup>2</sup> Aluna de Iniciação Científica, LAMAV/CCT/UENF.

<sup>3</sup> Eng.º Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professora Associada, LAMAV/CCT/UENF.

<sup>4</sup> Eng.º Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professor Associado, LAMAV/CCT/UENF.

<sup>5</sup> Eng.º Mecânico, M.Sc., Ph.D., Professor Associado, LAMAV/CCT/UENF.

<sup>6</sup> Eng.º Eletricista, M.Sc., D.Sc., Pesquisadora, LCFIS/CCT/UENF.

Av. Alberto Lamego 2000, Parque Califórnia, Campos dos Goitacazes, RJ, CEP: 28015-620, Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF), Centro de Ciência e Tecnologia (CCT), Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV).

E-mail: <ariella.silva@bol.com.br> <liudmila@uenf.br> <anatoli@uenf.br>

## 1 INTRODUÇÃO

As ligas monocristalinas de Cu-Al-Ni pertencem à família dos materiais metálicos que apresentam, entre outros Efeitos Não Elásticos (ENE), o Efeito de Memória de Forma (EMF) associado a transformações martensíticas reversíveis (TMR) [1-3]. Devido à ocorrência de TMR, uma liga com EMF, deformada abaixo de temperatura crítica  $A_s$ , recupera a sua forma original pela virtude de TMR quando aquecida acima da temperatura crítica  $A_f$  [3-6].

Todas as ligas com EMF, deformadas no intervalo de temperaturas críticas, apresentam nas curvas de “tensão-deformação”, pelo menos um patamar de “pseudo-escoamento”, com tensão relativamente baixa e onde ocorrem TMR bem como a reorientação da estrutura e acumulação da deformação recuperável no EMF. No patamar, dependendo da estrutura inicial, a fase de alta temperatura pode se transformar para as fases martensíticas [4-8], bem como as fases martensíticas podem sofrer ou uma transformação para outras fases martensíticas ou a fase de alta temperatura, às vezes destorcia [2,4,9,10].

No processo de recuperação, que se desenvolve durante o aquecimento posterior acima de  $A_f$ , o material exibe altas tensões de retorno e pode realizar um trabalho, sendo que os parâmetros do EMF, como a deformação recuperável e a tensão de retorno, crescem com a deformação total preliminar. Caso o material seja deformado até o final do patamar de “pseudo-escoamento”, os parâmetros do EMF atingem os valores máximos, porém diminuem progressivamente em maiores deformações [1,5,9-11].

As ligas binárias do sistema Cu-Al, com o Al de 10 a 15%, quando temperadas, sofrem duas transformações de fases. A primeira é de natureza difusiva de ordenação em que a solução sólida desordenada  $\beta$ , com a estrutura pertencente ao grupo cristalográfico A2, transforma-se para a fase ordenada  $\beta_1$  [2,3]. A segunda é de natureza não difusiva martensítica em que a fase ordenada  $\beta_1$  transforma-se para a fase martensítica ordenada  $\beta'_1$  ou  $\gamma'_1$ , dependendo do teor de alumínio. As ligas contendo o alumínio entre 13 e 15%, durante o resfriamento e o aquecimento sofrem um único tipo de transformações de fases (TMR)  $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$  [1-3].

De um modo geral, as transformações de fases nas ligas ternárias Cu-Al-Ni, com baixo teor de Ni, são idênticas às ocorridas nas ligas binárias Cu-Al [1-3,12].

Nas ligas ternárias Cu-Al-Ni, dependendo da composição e do tratamento térmico, podem ser encontradas a fase de alta temperatura  $\beta_1$ , com a estrutura cúbica pertencente ao grupo cristalográfico  $DO_3$  [13], a fase martensítica hexagonal ordenada  $\gamma'_1$  do grupo cristalográfico  $2H(Cu_3Ti)$  [14] e a fase martensítica ortorrômbica ordenada  $\beta'_1$  do grupo cristalográfico 18R [15], provenientes de TMR do tipo  $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$  ou  $\beta_1 \leftrightarrow \beta'_1 \leftrightarrow \gamma'_1$  [1-3]. Nas ligas submetidas à deformação, as TMR são acompanhadas também pela reorientação da estrutura [1,4-10].

A fase martensítica  $\gamma'_1$  é inteiramente maclada com planos de maclação  $\{001\}_\gamma$  e  $\{121\}_\gamma$  [2]. Os cristais da fase  $\gamma'_1$  possuem uma forma de lança possuindo duas partes macladas separadas por plano de maclação  $\{110\}_{\beta_1}$ . O plano *habitus* que separa a fase martensítica  $\gamma'_1$  e a matriz  $\beta_1$  possui os índices  $\{331\}_{\beta_1}$ , para  $\gamma'_1$ , e  $\{155\}_{\beta_1}$ , para  $\beta'_1$ . A fase martensítica  $\beta'_1$ , formada sob tensão, pode superar o aquecimento a temperaturas acima da temperatura crítica  $M_s$ , enquanto a fase martensítica  $\gamma'_1$  é estável abaixo da  $M_s$  [2].

No nosso trabalho anterior [16] foi reportado que a liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni, deformada por compressão a temperatura ambiente (que fica dentro

do intervalo de temperaturas críticas de TMR  $M_s$  e  $A_f$ ) se deforma com um patamar de “pseudo-escoamento” de até 9% de extensão, com uma tensão de escoamento de 60 a 65 MPa, sendo que em maiores deformações a liga se deforma do modo elástico, sem acúmulo de deformação plástica.

O trabalho atual representa estudos preliminares de uma pesquisa de iniciação científica que tem por objetivo principal o estudo do efeito de memória de forma (EMF) e alterações estruturais da liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni, submetida a deformações por compressão de até 8% e aquecimento acima de  $A_f$ , em regime repetitivo.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foi utilizada uma liga monocristalina do sistema Cu-Al-Ni fabricada pelo "Memory Crystals Group", na Universidade Técnica de São Petersburgo, Rússia [17]. A liga foi fornecida na forma de barras cilíndricas de 5 mm de diâmetro e 150 mm de comprimento, possuindo a composição Cu-13,5%Al-4,0%Ni (em massa) e temperaturas críticas de TMR:  $M_s = 25$  °C e  $M_f = -9$  °C, no resfriamento,  $A_s = 9$  °C e  $A_f = 52$  °C, no aquecimento [16].

Para o estudo de EMF, os corpos de prova de altura de 9 mm foram seccionados de barras cilíndricas da liga num cortador mecânico MINITOM, mantendo baixas velocidades de rotação do disco diamantado resfriado pela água com dopantes lubrificantes e anticorrosivos, em seguida, as amostras foram lixadas com cinco lixas de granulometria de 320 a 2000 mesh, polidas com pastas de alumina de granulometria de 1,0 e 1/10  $\mu\text{m}$ , mas não atacadas, mantendo as superfícies planas e paralelas.

Um ensaio de EMF incluiu uma deformação de compressão à temperatura ambiente e o aquecimento posterior até +100 °C. Foram executados três ensaios de EMF, sendo que nos dois primeiros, a liga foi deformada até 8%, e no terceiro ensaio até 2,5%. As deformações da liga foram executadas numa máquina do tipo INSTRON modelo 5582, com a velocidade de deformação de 0,1 mm/min. O aquecimento da liga deformada foi realizado em água destilada fervente, durante cinco minutos, usando um aquecedor de resistência elétrica.

A deformação total ( $\varepsilon_t$ ), residual acumulada ( $\varepsilon_o$ ) e elástica ( $\varepsilon_e$ ), que ocorre após o descarregamento da liga, e a deformação de restauração de forma ( $\varepsilon_r$ ) da liga e o EMF, que ocorrem após o aquecimento, foram determinadas pelas fórmulas:

$$\varepsilon_o = \frac{L_i - L_o}{L_i} 100\% \quad (1)$$

$$\varepsilon_e = \varepsilon_t - \varepsilon_o \quad (2)$$

$$\varepsilon_r = \frac{L_r - L_o}{L_i} 100\% \quad (3)$$

$$EMF = \frac{\varepsilon_r}{\varepsilon_o} 100\% \quad (4)$$

onde:  $L_i$  e  $L_o$  - tamanho inicial e final (após solicitações mecânicas), e  $L_r$  - o mesmo, após o aquecimento e realização de EMF do corpo de prova.

As medidas foram realizadas por um paquímetro digital da marca Mitutoyo, com precisão de 0,01 mm.

A identificação da composição de fases da liga foi feita através de um difratômetro tipo SEIFERT URD-65, operando com radiação de Cu-K $\alpha$  e ângulo de varredura 2 $\theta$  de 20° a 135° com um passo de varredura de 0,03° por 3 segundos de acumulação, comparando os difratogramas obtidos com os padrões de JCPDS [13-15].

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

O primeiro ensaio de deformação (Figura 1, curva 1) mostrou o comportamento elástico inicial, com mudanças acentuadas para o regime plástico sob uma tensão acima de 60 MPa, e desenvolvimento do patamar de “pseudo-escoamento”. Após o descarregamento, uma parte da deformação total ( $\epsilon_t$ ) de 8%, sofreu um retorno de 3,9% de modo elástico ( $\epsilon_e$ ) e a deformação residual ( $\epsilon_o$ ), de 4,1%, se acumulou na liga. Em seguida, a liga foi submetida ao aquecimento acima da temperatura crítica  $A_f$ , até +100 °C, avaliando alterações no tamanho da amostra. O valor de deformação de retorno ( $\epsilon_r$ ) foi avaliado de 3,9%, e a grandeza do EMF de 95%.

No segundo ensaio do EMF, com a deformação total até 8%, o pseudo-escoamento começou com tensões menores, atingindo 60 MPa no final da deformação aplicada. Depois do descarregamento, a liga sofreu um retorno de modo elástico ( $\epsilon_e$ ) de 1,1% e acumulou a deformação residual ( $\epsilon_o$ ) de 6,9%. Depois do aquecimento o valor da deformação de retorno foi de 6,9% e o valor do EMF atingiu 100%.

A deformação no terceiro ensaio do EMF foi finalizada, completando 2,5%, quando o comportamento mecânico da liga mudou do elástico para o plástico. Como nas etapas anteriores a amostra foi aquecida e resfriada no ar.

Na Tabela 1, estão apresentados os resultados da avaliação de deformação total ( $\epsilon_t$ ), residual ( $\epsilon_o$ ), elástica ( $\epsilon_e$ ), e de retorno ( $\epsilon_r$ ) para todos os ensaios realizados.

**Tabela 1.** Ensaios do EMF na liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni, com deformação por compressão e aquecimento até 100° C.

	Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3
Deformação total, $\epsilon_t$ do INSTRON	8,0%	8,0%	2,5%
Deformação residual, $\epsilon_o$	4,1%	6,9%	1,45%
Deformação elástica, $\epsilon_e$	3,9%	1,1%	1,05
Deformação de retorno, $\epsilon_r$	3,9%	6,9%	1,45%
EMF= ( $\epsilon_r/\epsilon_o$ )x100%	95%	100%	100%

No estado inicial, Figura 2 (1), a liga apresenta estrutura composta de fase cúbica  $\beta_1$  ordenada do tipo DO $_3$  [10], a fase martensítica  $\gamma'_1$  [11] e pequena presença da fase  $\beta'_1$  [12].

Após a primeira deformação de 8%, a estrutura se alterou, Figura 2 (2). No difratograma, os reflexos (200) $_{\beta_1}$ , (331) $_{\beta_1}$  e (400) $_{\beta_1}$  da fase  $\beta_1$  diminuíram, enquanto os da fase martensítica (011) $_{\gamma'_1}$ , (022) $_{\gamma'_1}$  e (032) $_{\gamma'_1}$  aumentaram suas intensidades, menos o pico (122) $_{\gamma'_1}$ . Pode-se dizer que durante a primeira deformação, ocorre a reação  $\beta_1 \rightarrow \gamma'_1$  e a reorientação da fase martensítica  $\gamma'_1$ .

Após o primeiro aquecimento e a restauração da forma, a estrutura se alterou novamente, como mostra a Figura 2 (3). Comparando com o estado deformado, os picos  $(200)\beta_1$ ,  $(400)\beta_1$  e  $(022)\gamma'_1$  aumentaram, enquanto os  $(032)\gamma'_1$  e  $(122)\gamma'_1$  diminuíram a sua intensidade. Pelo resultado, a restauração da forma, ocorre acompanhada pela reação reversa  $\gamma'_1 \rightarrow \beta_1$ . Comparando o estado inicial e final do primeiro ensaio de EMF, nota-se que a estrutura continua sendo composta de duas fases, porém, sofreu uma reorientação.

A liga com estrutura obtida após o primeiro ensaio do EMF sofreu a segunda deformação de 8% e se modificou, Figura 3 (1,2). Comparando os resultados, observa-se que os picos  $(111)\gamma'_1$ ,  $(122)\gamma'_1$ ,  $(400)\beta_1$  e  $(331)\beta_1$  aumentaram, enquanto os  $(200)\beta_1$ ,  $(011)\gamma'_1$ , e  $(022)\gamma'_1$  diminuíram a suas intensidades, sendo que os picos da fase beta sofreram um aumento muito pronunciado. Pode-se concluir que a deformação ocorreu de modo complexo, acompanhada pelas duas reações opostas  $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$  com reorientação da estrutura.

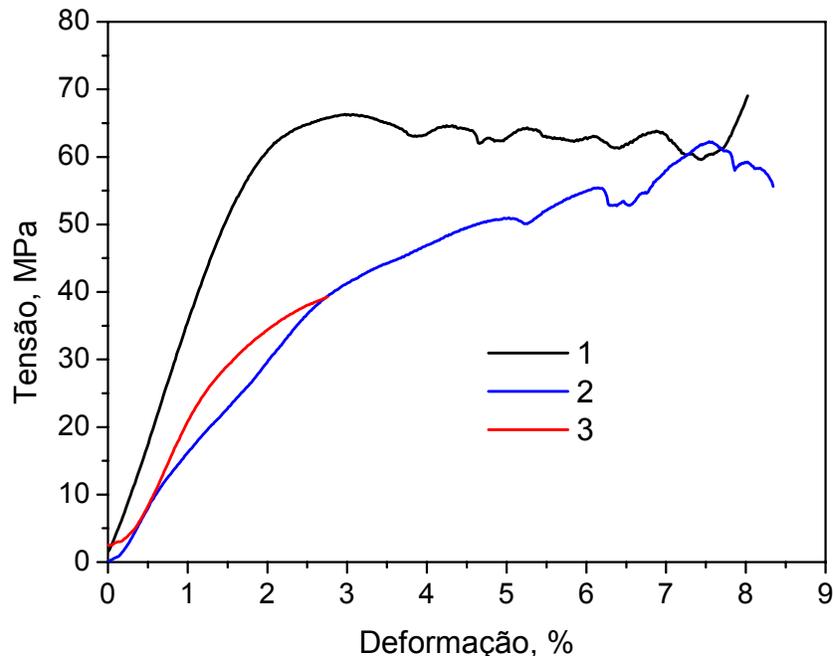
No aquecimento do segundo ensaio EMF, Figura 3 (3), a estrutura se modificou revelando o aumento pronunciado do pico  $(400)\beta_1$  e a diminuição notável dos picos  $(111)\gamma'_1$ ,  $(331)\beta_1$ , deixando os outros sem alterações consideráveis, comparando com o estado deformado. Pode-se propor que a restauração de forma ocorreu acompanhada pelas duas reações reversíveis  $\gamma'_1 \leftrightarrow \beta_1$ .

Antes do terceiro ensaio de EMF, a amostra novamente foi aquecida até +100 °C e resfriada ao ar. A análise da estrutura após este tratamento, está mostrada na Figura 4 (1) e apresenta as fases  $\gamma'_1$ ,  $\beta_1$  e  $\beta'_1$ . A fase  $\gamma'_1$  foi apresentada pelos picos  $(011)\gamma'_1$ , e  $(111)\gamma'_1$ , a fase  $\beta_1$  pelo pico  $(331)\beta_1$ , e a fase  $\beta'_1$  pelos picos  $(21\bar{2}\bar{1})\beta'_1$  e  $(20\bar{2}4)\beta'_1$ .

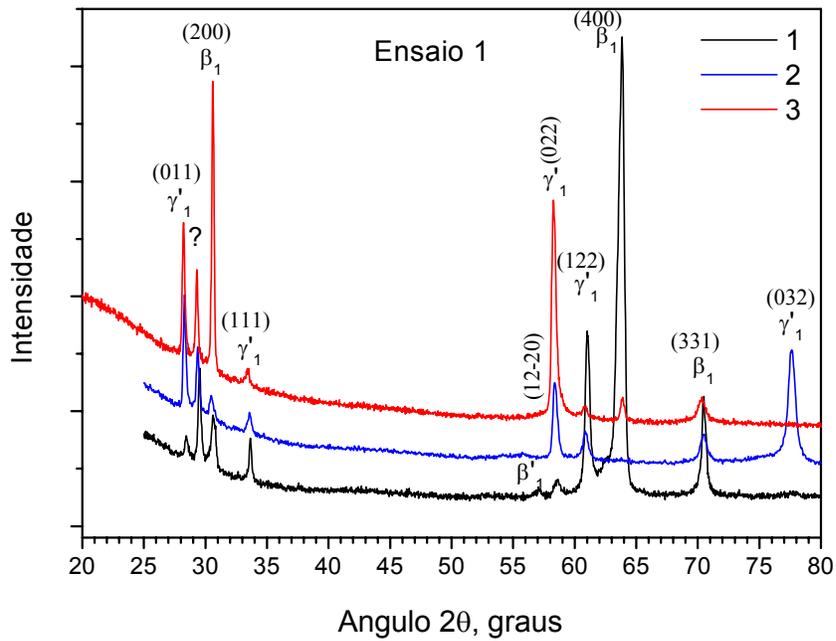
Após a terceira deformação até 2,5%, a estrutura se alterou, como mostra a Figura 4 (2). Comparando com o estado termicamente tratado, apareceram novos picos da fase martensítica  $\gamma'_1$   $(011)\gamma'_1$ ,  $(122)\gamma'_1$   $(022)\gamma'_1$  e da fase  $\beta_1$   $(200)\beta_1$ , e aumentaram os picos da fase martensítica  $\beta'_1$   $(21\bar{2}\bar{1})\beta'_1$  e  $(20\bar{2}4)\beta'_1$ . Apoiando nos resultados, pode se concluir que a deformação ocorreu acompanhada pelas reações  $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 \rightarrow \gamma'_1$  e reorientação das fases presentes.

No aquecimento com a realização do EMF, a estrutura se alterou novamente, Figura 4 (3). Diminuíram fortemente os picos  $(21\bar{2}\bar{1})\beta'_1$  e  $(20\bar{2}4)\beta'_1$  da fase martensítica  $\beta'_1$ , diminuíram também, porém, menos pronunciados, os picos  $(331)\beta_1$  e  $(111)\gamma'_1$ . Aumentaram os picos  $(200)\beta_1$ , e  $(022)\gamma'_1$ , e o pico  $(122)\gamma'_1$  não foi detectado.

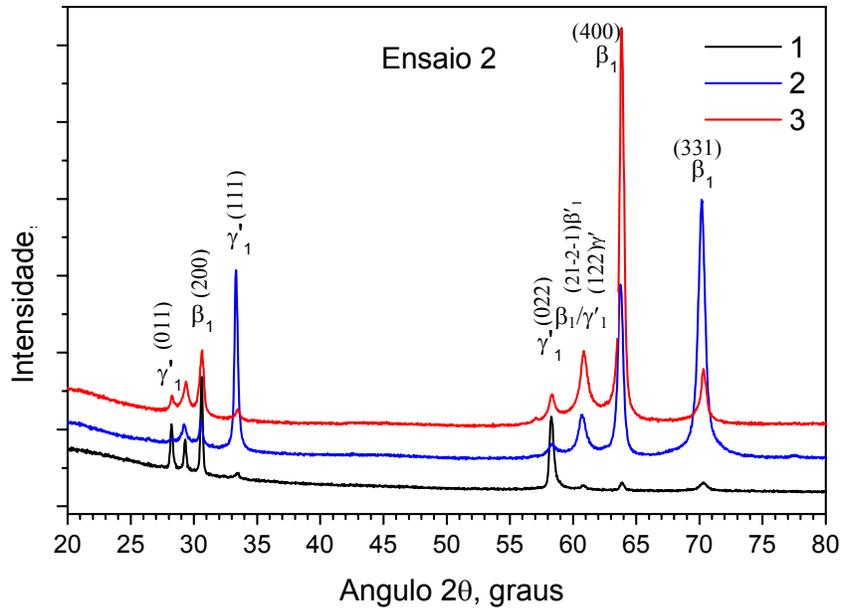
Observa-se que no terceiro ensaio, houve um processo de acumulação e de restauração de deformação, envolvendo a participação da fase martensítica  $\beta'_1$ , considerada como a intermediária entre as fases  $\beta_1$  e  $\gamma'_1$ .



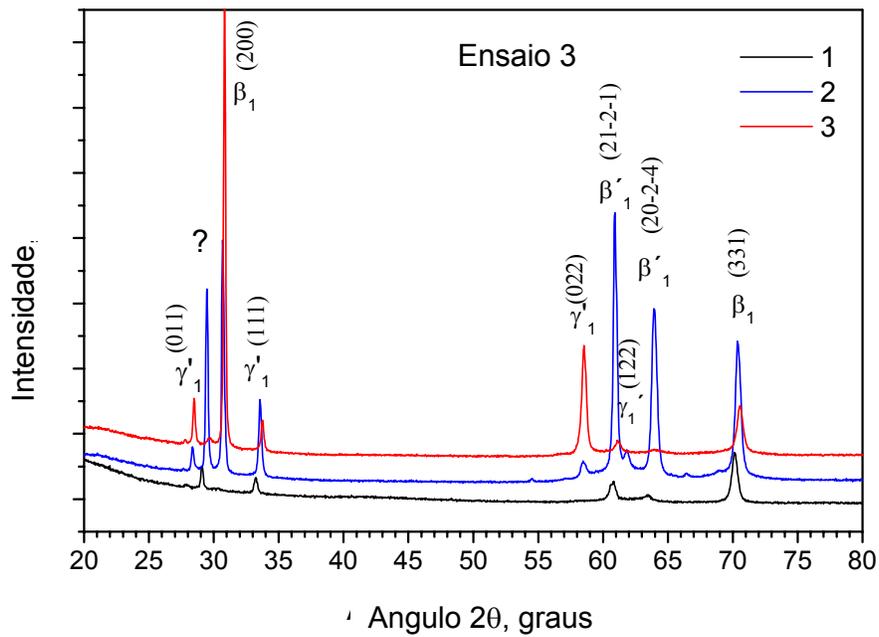
**Figura 1.** Curvas de deformação por compressão da liga Cu-13,5Al-4Ni, em três ensaios de EMF.



**Figura 2.** Difratogramas da liga Cu-13,5Al-4Ni obtidos em seu estado inicial (1) e após o primeiro ensaio de EMF de deformação (2) e aquecimento (3).



**Figura 3.** Difratogramas da liga Cu-13,5Al-4Ni obtidos após o primeiro ensaio (1) e após o segundo ensaio de EMF de deformação (2) e aquecimento (3).



**Figura 4.** Difratogramas da liga Cu-13,5Al-4Ni obtidos após o segundo ensaio e tratamento adicional a 100 °C (1) e após o terceiro ensaio de EMF de deformação (2) e aquecimento (3).

## 4 CONCLUSÕES

Observou-se que a liga Cu-13,5Al-4Ni, após a deformação por compressão até 8% total (até o final do patamar de “pseudo-escoamento”), à temperatura ambiente (na faixa de  $M_s$  a  $A_s$ ) e aquecimento acima de  $A_f$ , exibe o EMF com a recuperação da deformação acumulada de 95 a 100%.

Durante a deformação, a liga se comportou como outras ligas com EMF, mostrando o patamar de “pseudo-escoamento” onde ocorreram TMR com uma reorientação de estrutura.

Em dois ensaios repetitivos de EMF, com a deformação até 8% e aquecimento, a liga mostrou comportamento diferente em relação à acumulação da deformação que sofre o retorno, podendo ser correlacionado com estruturas diferentes da liga que sofreram a deformação.

Durante a deformação no patamar de “pseudo-escoamento”, a mesma liga sofreu transformações de fase diferentes, dependendo do seu estado inicial. No caso maior quantidade de fase  $\beta_1$  ocorreu à transformação principal  $\beta_1 \rightarrow \gamma'_1$ , com uma reorientação da estrutura e acumulação de deformação reversível. Com maior quantidade da fase martensítica  $\gamma'_1$ , o comportamento pareceu mais complexo, envolvendo dois processos simultâneos  $\beta_1 \rightarrow \gamma'_1$  e  $\gamma'_1 \rightarrow \beta_1$ .

## Agradecimentos

Os pesquisadores agradecem o apoio a esta pesquisa concedida pela FAPERJ, CAPES e CNPq. Agradecimentos também ao Ronaldo Quintanilha, técnico do Laboratório de Materiais Avançados, UENF, Campos dos Goytacazes, RJ.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. PERKINS, J. (Ed.). In: Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Effects and Applications. **Shape memory Effects in Alloys**. Toronto, Ontario, Canada, 470 p., 1975.
2. OTSUKA, K., WAYMAN, C.M. (Ed.). **Shape Memory Materials**. Cambridge University Press. Cambridge. 285 p., 1999.
3. RECARTE, V., PÉRES-LANDEZÁBAL, J.I., RODRÍGUEZ, P.P., BOCANEGRA, E.H., NÓ, M.L., SAN JUAN, J. Thermodynamics of thermally induced martensitic transformations in Cu-Al-Ni shape memory alloys. **Materials Science and Engineering A**, V. 52, pp. 3941–3942, 2004.
4. WASILEWSKI R.J. Stress-assisted martensite formation in TiNi. **Scripta Metallurgica**, v.5, n. 2. pp. 127-130, 1971.
5. PERKINS J. Martensitic substructural prerequisites for shape memory effect (SME) behaviour. **Scripta Metallurgica**, v.9, n. 2, pp.121-127, 1975.
6. MELTON, K.N., MERCIER, O. Deformation behaviour of NiTi-based alloys. **Metallurgical Transactions A**, v.9, pp.1487-1488, 1978.

7. PICORNELL, C., PONS, J., CESARI, E. Stress-temperature relationship in Cu-Al-Ni single crystals in compression mode. **Materials Science and Engineering A**, V. 378, pp. 222–226, 2004.
8. PICORNELL, C., PONS, J., CESARI, E. Stabilisation of martensite by applying compressive stress in Cu-Al-Ni single crystals. **Acta Materialia**, V. 49, p 4221–4230, 2001.
9. KOVNERISTYI, Yu.K., FEDOTOV, S.G., MATLAKHOVA, L.A. Effect of deformation on phase transformations and modulus of elongation in titanium nickelide – based alloy; Proceedings of the 5-th International Conference of Titanium. Titanium Science and Technology, Munich, Germany; v.3, pp. 1675-1681, 1984.
10. KOVNERISTYI, Yu.K., FEDOTOV, S.G., MATLAKHOVA, L.A.. In: Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys, 09. 1986. **The Influence of plastic deformation on the structure, shape memory effect and other properties of TiNi alloy**. Guilin, China, v.1, pp. 175-180, 1986.
11. MATLAKHOVA, L.A., MATLAKHOV, A.N., Monteiro, S.N., Kovneristy, Yu.K. In: Influência de deformação e temperatura na estrutura e propriedades das ligas à base de TiNi. 55<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM, 16 a 20 de Julho de 2000, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, CDROM, pp. 40-49, 2000.
12. SANTOS, C.M.L., VIANA, C.S.C., PINTO, A.L., CÂNDIDO, F.S., SOUZA, E.G. Análise Microestrutural e Microtestural de uma liga com Memória de Forma de Cu-Al-Ni Monocristalina. 58<sup>o</sup> Congresso Anual Internacional da ABM, 21 a 24 de Julho de 2003, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, CDROM, pp. 3045-3053, 2003.
13. HUND, F., ANORG, Z., **Allg. Chem.**, 258, n. 198, JCPDS 11-0, 1949.
14. KARSSON, J., **Inst. Met.**, 79, n. 391, JCPDS 07-0108, 1951.
15. WARLIMONT, H., WILKENS, Z. **Metallkd.**, n. 55, 1964 382 (JCPDS 28-5)
16. DIAS F.R.M.D., MATLAKHOVA, L.A., MATLAKHOV, A.N, MANHÃES, C.E.A, RODRÍGUEZ, R.S.T. In: Comportamento das ligas monocristalinas de Cu-Al-Ni com EMF solicitadas à deformação por compressão. 59<sup>o</sup> Congresso Anual - Internacional da ABM; 19 a 22 de Julho de 2004, São Paulo, SP, Brasil, CDROM, pp. 3087-3094, 2004.
17. 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, p.21, 2000.

# SHAPE MEMORY EFFECT IN SINGLE-CRYSTALLINE Cu-Al-Ni ALLOY

*Ariella da Silva Pinto  
Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova  
Anatoliy Nikolaevich Matlakhov  
Eduardo Atem de Carvalho  
Rosane Toledo*

## **Abstract**

In this work a single-crystalline alloy Cu-13,5%Al-4%Ni with the shape memory effect (SME), submitted to three cycles of compression deformation at room temperature and later heating have been investigated. More attention have been done to the study of the mechanical behavior of the alloy, as well as the structural changes which occurred during the mechanical tests and the return to the initial state, after the sample heating at 100 °C (above of  $A_f$ ). The single-crystalline Cu-13,5%Al-4%Ni alloy was produced at the Memory Crystals Group, Saint-Petersburg State Technical University, in Russia, according to their specific technology. The structure characteristic of the alloys was studied by X-ray diffraction method using Cu- $K_\alpha$  emission. In the “stress-strain” deformation curves of the alloy, there is a “pseudo – yielding” step which is due to the martensite reversible  $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$  transformations and to structure reorientations and, in consequence, the accumulation of the reverse SME deformation. The SME is of 95% to 100% with the preliminary deformation of up to 8%.

**Key-words:** Single-crystalline Cu-Al-Ni alloy; Shape memory effect; Reversible martensite transformations; Structure.