

INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TERMO-CÍCLICOS NA ESTABILIDADE ESTRUTURAL DE LIGAS MONOCRISTALINAS DE Cu-Al-Ni COM EMF¹

Arthur da Conceição Motta²
Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova³
Anatoliy Nikolaevich Matlakhov⁴
Elaine Cristina Pereira⁵
Rosane Toledo⁶
Sergio Neves Monteiro⁷

Resumo

Neste trabalho foram estudadas duas ligas monocristalinas de Cu-Al-Ni com composições: Cu-13,5%Al-4%Ni e Cu-13,7%Al-4,2%Ni que apresentam o efeito de memória de forma (EMF). Estas ligas foram submetidas a tratamentos termo-cíclicos (TTC) até 200 ciclos de aquecimento e resfriamento, a fim de investigar sua estabilidade estrutural. A estrutura das ligas foi avaliada por microscopia ótica e difração de raios-X, a cada 100 ciclos terminando com resfriamento e aquecimento. Na liga Cu-13,5%Al-4%Ni, a estrutura com TTC terminados com o resfriamento, altera no sentido: $R+\beta_1 \rightarrow \gamma'_1+\beta_1+R \rightarrow \gamma'_1+\beta_1$, estabilizando γ'_1 , e com aquecimento, no sentido: $\beta_1+R+(\beta'_1) \rightarrow \gamma'_1+\beta_1$, também estabilizando γ'_1 . Na liga Cu-13,7%Al-4,2%Ni, os TTC terminados com o resfriamento, mudam a estrutura no sentido: $\beta'_1+R \rightarrow \gamma'_1 \rightarrow \beta'_1+(\gamma'_1)$, estabilizando β'_1 , e com aquecimento no sentido: $\gamma'_1+R+\beta_1 \rightarrow R+(\gamma'_1+\beta'_1) \rightarrow \beta'_1$, também estabilizando β'_1 .

Palavras-chaves: Liga monocristalina Cu-Al-Ni; Tratamento termo-cíclico; Transformações martensíticas reversíveis; Estabilidade estrutural.

INFLUENCE OF THERMAL CYCLING TREATMENTS ON STRUCTURAL STABILITY OF MONOCRYSTALLINE ALLOYS CU-AL-NI WITH SME

Abstract

In this work it was studied two monocrystalline Cu-Al-Ni alloys with distinct compositions: Cu-13.5%Al-4%Ni and Cu-13.7%Al-4.2%Ni that show the shape memory effect (SME). These alloys were submitted to thermal cycling treatments (TCT) up to 200 cycles of heating and cooling in order to investigate its structural stability. The alloys' structure was studied by optic microscopy and X-ray diffraction after each 100 cycles finishing with heating and cooling. In the Cu-13.5% Al-4%Ni alloy, the TCT finished with cooling alter the structure towards: $R+\beta_1 \rightarrow \gamma'_1+\beta_1+R \rightarrow \gamma'_1+\beta_1$, stabilizing γ'_1 , and the same finished with heating change the structure towards: $\beta_1+R+(\beta'_1) \rightarrow \gamma'_1+\beta_1$, also stabilizing γ'_1 . In the Cu-13.7%Al-4.2%Ni, the TCT finished with cooling alter the structure towards: $\beta'_1+R \rightarrow \gamma'_1 \rightarrow \beta'_1+(\gamma'_1)$ stabilizing β'_1 , and the same finished with heating varies the structure towards: $\gamma'_1+R+\beta_1 \rightarrow R+(\gamma'_1+\beta'_1) \rightarrow \beta'_1$, also stabilizing β'_1 .

Key words: Monocrystalline Cu-Al-Ni alloy; Thermal cycling treatments; Reverse martensitic transformations; Structural stability.

¹ Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

² Aluno de Iniciação Científica, LAMAV/CCT/UENF arthurcmotta@gmail.com

³ Eng.º Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professora Associada, LAMAV/CCT/UENF. lioudmila@uenf.br

⁴ Eng.º Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professor Associado, LAMAV/CCT/UENF. anatoli@uenf.br

⁵ (Eng.º Eletricista, M.Sc., D.Sc., Pesquisadora, LCFIS/CCT/UENF.)

⁶ Doutoranda, LAMAV/CCT/UENF

⁷ Eng.º Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professor Titular, LAMAV/CCT/UENF.

1 INTRODUÇÃO

Muitas descobertas feitas na área de metalurgia física nos últimos anos mudaram totalmente a vida humana e revolucionaram a engenharia e a tecnologia. Uma destas é a liga ligada aos efeitos não elásticos (ENE) que abrangem fenômenos caracterizados como efeito de memória de forma (EMF), efeito de memória de forma reversível (EMFR) e superelasticidade (SE). As ligas com ENE possuem uma série de propriedades específicas, que lhes permitem várias aplicações nas indústrias eletro-eletrônica, automotiva, aeroespacial e medicina, dentre outras. As ligas são utilizadas em junções variáveis, atuadores, conectores elétricos, antenas espaciais, etc. Na área odontológica e medicinal são utilizadas como elementos de força em fios ortodônticos implantes dentários, dentaduras parciais, placas e arames para fixação de ossos, construção de órgãos artificiais, próteses humanas, etc.^[1-8]

Geralmente, o EMF é atribuído às transformações martensíticas reversíveis (TMR) em sistemas de fases intermetálicas metaestáveis, muitas vezes ordenadas, onde as transformações cristalográficas reversíveis ocorrem dentro de um estreito intervalo de temperatura com pequena variação na energia de Gibbs e histerese térmica, sendo que, a interface entre as fases participantes, martensítica e de alta temperatura, permanece coerente ou semi-coerente.^[9,10]

Ultimamente, maior atenção tem sido dada às ligas monocristalinas com TMR, que apresentam maiores parâmetros de EMF e ENE e maior resistência ao acúmulo de deformação plástica não reversível. Entre estas, se destacam as ligas monocristalinas do sistema Cu-Al-Ni com altos parâmetros de EMF, sem sofrer fragilização ao tratamento térmico aplicado, de boa conformabilidade e plasticidade, além de baixo custo.^[4]

Para ocorrer o EMF em regime repetitivo, as ligas requerem múltiplos ciclos de aquecimento e resfriamento num intervalo de temperatura, incluindo as temperaturas críticas de TMR, que podem levar a alterações na estrutura e nos parâmetros de ocorrência de EMF. Estes tratamentos podem causar a acumulação de processos irreversíveis e a variação das temperaturas críticas, assim como, a desordenação das fases inicialmente ordenadas.^[2,11,12]

Apesar das ligas monocristalinas Cu-Al-Ni com EMF serem promissoras quanto às aplicações técnicas e científicas, ainda têm sido discretas as investigações que envolvem as alterações na estrutura e propriedades provenientes de tratamento térmicos e termo-cíclicos, de aquecimento e resfriamento, sob cargas e livre de tensões externas, e de ação de um meio corrosivo.

Portanto, o estudo de estabilidade da estrutura e propriedades das ligas monocristalinas Cu-Al-Ni, no estado inicial e após os tratamentos térmicos e termo-cíclicos, têm um papel importante para fins práticos tornando-se o objetivo do presente trabalho.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram estudadas duas ligas monocristalinas, produzidas em forma de barra: a primeira, com diâmetro de aproximadamente 5 mm com a composição Cu-13,5%Al-4%Ni e a segunda de diâmetro de cerca de 4 mm com a composição Cu-13,7%Al-4,2%Ni. Estas foram fabricadas a partir de uma técnica desenvolvida pelo *Memory Crystals Group*, na Universidade técnica de São Petersburgo, na Rússia.

As ligas investigadas no estado como recebido sofrem transformações martensíticas reversíveis (TMR) nos intervalos críticos (M_s - M_f), no resfriamento, e (A_s - A_f), no aquecimento. Essas temperaturas críticas de transformação foram avaliadas e são as seguintes (Tabela 1):^[13,14]

Tabela 1: Temperaturas críticas de transformação martensítica

Liga	M_s	M_f	A_s	A_f
Cu-13,5%Al-4%Ni	51,7°C	20°C	33°C	77°C
Cu-13,7%Al-4,2%Ni	51°C	20°C	27°C	75°C

O tratamento termo-cíclico (TTC) foi realizado da seguinte forma: aquecimento, a partir da temperatura ambiente, até 100°C, resfriamento até a temperatura ambiente (25°C) por imersão em água, resfriamento até -15°C e posterior reaquecimento até 25°C. Cada etapa teve duração de trinta segundos, completando um ciclo, Figura 1. As temperaturas máxima e mínima do tratamento englobam as temperaturas críticas de TMR. Para o aquecimento até 100°C, as amostras foram imersas em água fervente. Para o resfriamento até -15°C foi preparada uma solução criogênica de gelo triturado e NaCl na proporção de 100g de gelo para 30g de NaCl, na qual as amostras foram também imersas.

A análise estrutural das amostras foi feita por microscopia ótica e difração de raios-X, utilizando um microscópio NEOPHOT-32 e um difratômetro da marca SEIFERT modelo URD-65, que emitia a radiação Co- K_α com passo de 0,03° por 3 segundos, num intervalo de 2θ de 20° a 90°.

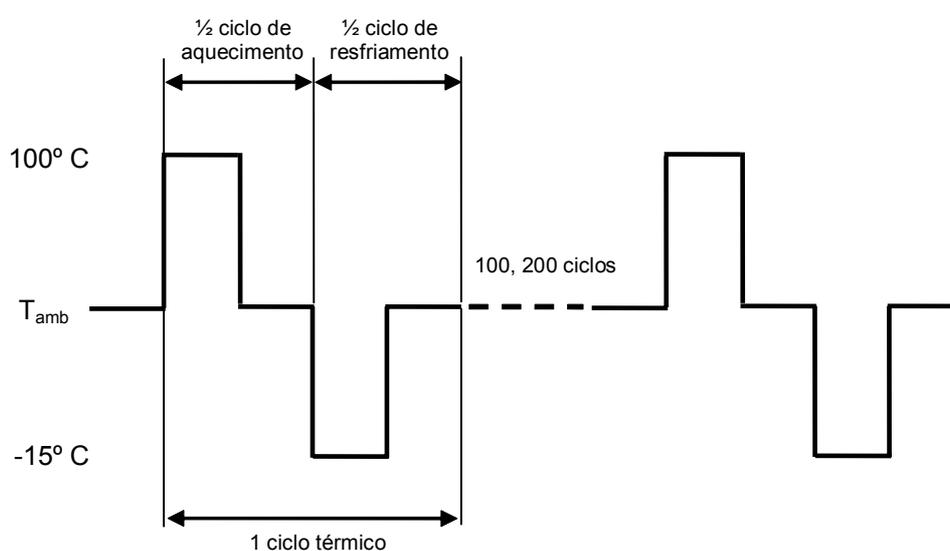


Figura 1: Esquema do tratamento termo-cíclico.

A identificação das fases presentes através dos difratogramas foi realizada com auxílio do software APX 63. Estas análises foram realizadas após 1, 100, 200, ciclos, finalizando com meio ciclo de resfriamento (resfriamento à -15°C e aquecimento à temperatura ambiente) e, posteriormente, finalizando com meio ciclo de aquecimento (aquecimento até 100°C com subsequente resfriamento à temperatura ambiente), sendo submetidas à nova análise.

Visto que a temperatura ambiente se encontra no intervalo das temperaturas críticas da liga, este tratamento foi realizado com objetivo de analisar as alterações na estrutura da liga, dependendo de como esta atinge a temperatura ambiente.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Liga Monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni

No estado inicial, a liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni apresentou três fases metaestáveis: a martensita γ'_1 ,^[15] a fase R,^[16] e a fase ordenada de alta temperatura β_1 .^[17] A fase ordenada β_1 apresenta os picos com baixas intensidades $(200)_{\beta_1}$, $(400)_{\beta_1}$, $(331)_{\beta_1}$. Além destes, nas posições angulares de aproximadamente $34,2^\circ$ e $71,9^\circ$ observam-se picos de difração com elevadas intensidades pertencentes à fase R, através dos picos $(107)_R$ e $(0213)_R$ (Figura 2).

A Figura 3(a) mostra a morfologia da liga no estado inicial. Na região central, as lamelas martensíticas, inteiramente macladas, se cruzam em “V”, o que é típico para a martensita γ'_1 .^[2,18] Nos blocos periféricos as lamelas martensíticas são mais finas e possuem orientações preferenciais.

A estrutura da liga que sofreu $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento revela as mesmas fases presentes no estado como recebido, apresentando picos com intensidades relativas similares, Figura 2. O mesmo comportamento foi observado no aspecto morfológico da liga quando resfriada, pois não apresenta variação em relação ao estado inicial (Figura 3(b)).

Com o acúmulo de 100 ciclos térmicos, terminando com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento (Figura 2), a fase R apresenta além dos picos presentes no estado inicial, um pico adicional $(0\ 0\ 15)_R$. Houve o aparecimento de um pico da fase γ'_1 , $(011)_{\gamma'_1}$. Os picos da fase β_1 foram os mesmos da liga como recebida, entretanto a intensidade destes picos foi aumentada.

Na superfície da liga submetida a 100 ciclos térmicos, terminando com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento, Figura 3(c), aparece linhas de deslizamento adicionais, além de uma macla, que revelam a TMR na liga.

Com 200 ciclos acumulados terminando com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento, em relação a 100 ciclos acumulados, a intensidade dos picos $(107)_R$ e $(2\ 0\ 14)_R$ da fase R diminuíram consideravelmente, enquanto o pico $(0\ 0\ 15)_R$ não está mais presente no difratograma. O pico $(200)_{\beta_1}$ da fase de alta temperatura β_1 apresenta aumento de intensidade, enquanto os picos $(331)_{\beta_1}$ e $(400)_{\beta_1}$ apresentam diminuição na intensidade. Houve o surgimento do pico $(212)_{\gamma'_1}$ da fase martensítica γ'_1 que apresenta elevada intensidade, além do aumento de intensidade do pico $(011)_{\gamma'_1}$ (Figura 2).

O aspecto morfológico da liga após 200 ciclos, terminando com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento, é similar ao apresentado após 100 ciclos, entretanto, observa-se que a macla ocupa uma maior parte na seção transversal da liga, além disto, ocorre o desenvolvimento de uma macla sobreposta à existente. A estrutura da liga revela maior participação da fase martensítica γ'_1 (Figura 3 (d)).

Na liga de Cu-13,5%Al-4%Ni, os TTC, terminados com o resfriamento, alteram a estrutura em sentido: $R+\beta_1 \rightarrow \gamma'_1+\beta_1+R \rightarrow \gamma'_1+\beta_1$. Com o acúmulo dos ciclos, a estrutura da liga revela a presença da fase martensítica γ'_1 , e pouca participação da fase β_1 . A presença significativa da fase R, no estado como recebido, é praticamente desconsiderável com o aumento dos ciclos.

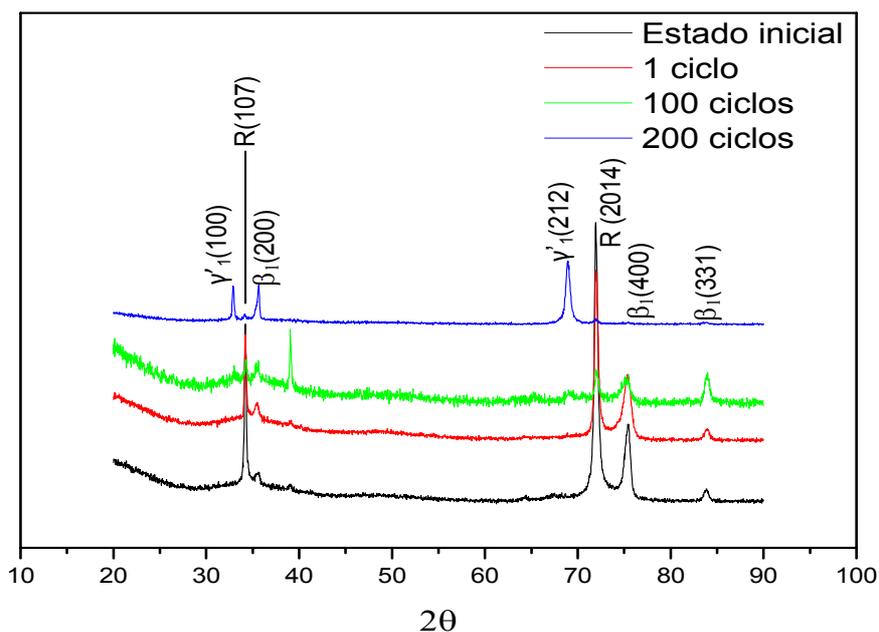


Figura 2: Difractogramas da Liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni no estado inicial e depois de tratamentos térmicos finalizados com resfriamento.

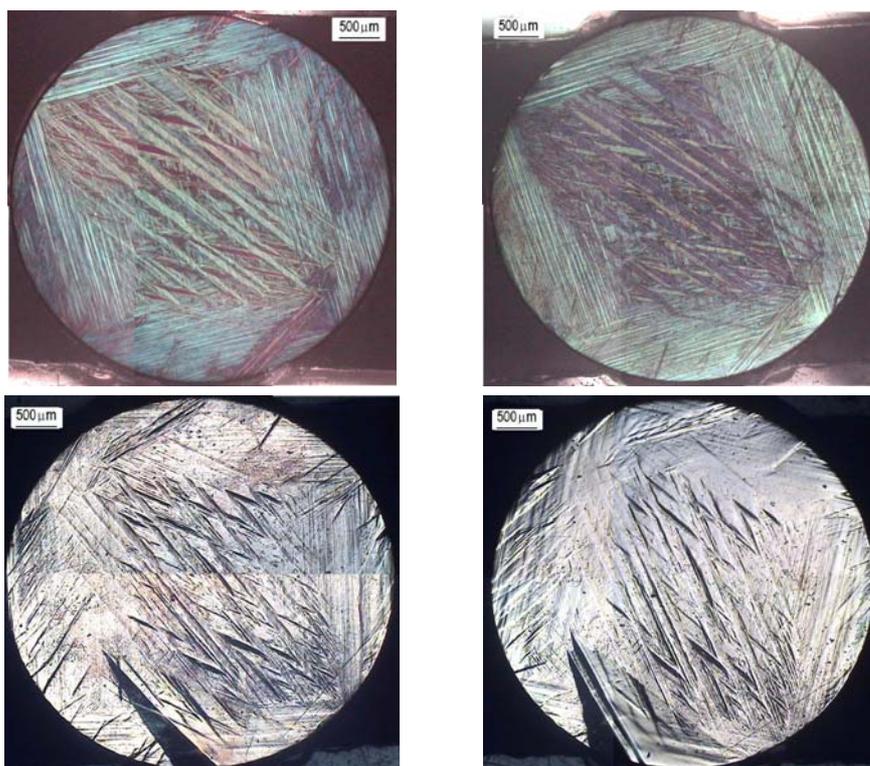


Figura 3: Aspecto morfológico da Liga Cu-13,5%Al-4%Ni no estado inicial (a) e após 1(b), 100(c) e 200(d) terminados com resfriamento.

A análise de difração de raios-X (Figura 4), revela que após $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento, em relação ao estado inicial, nota-se uma redução da fase R pela diminuição dos picos $(107)_R$ e $(2014)_R$. Nota-se, também o aparecimento da fase martensítica β'_1 ^[19] com o pico $(12-20)_{\beta'_1}$. A fase β_1 foi identificada por seus picos

intensos $(200)_{\beta_1}$ e $(400)_{\beta_1}$, entretanto o pico $(331)_{\beta_1}$ desaparece. Há o surgimento do pico $(212)_{\gamma'_1}$ da fase γ'_1 . A liga continua a apresentar lamelas martensíticas (Figura 5(a), que se cruzam em “V” na região central confirmando a presença da fase γ'_1 como observado na análise difratométrica. Na região periférica há blocos de lamelas martensíticas com orientação preferencial. Há o aparecimento de maclas na forma de agulhas que partem da borda da amostra se propagando ao longo da seção transversal (Figura 5(a).

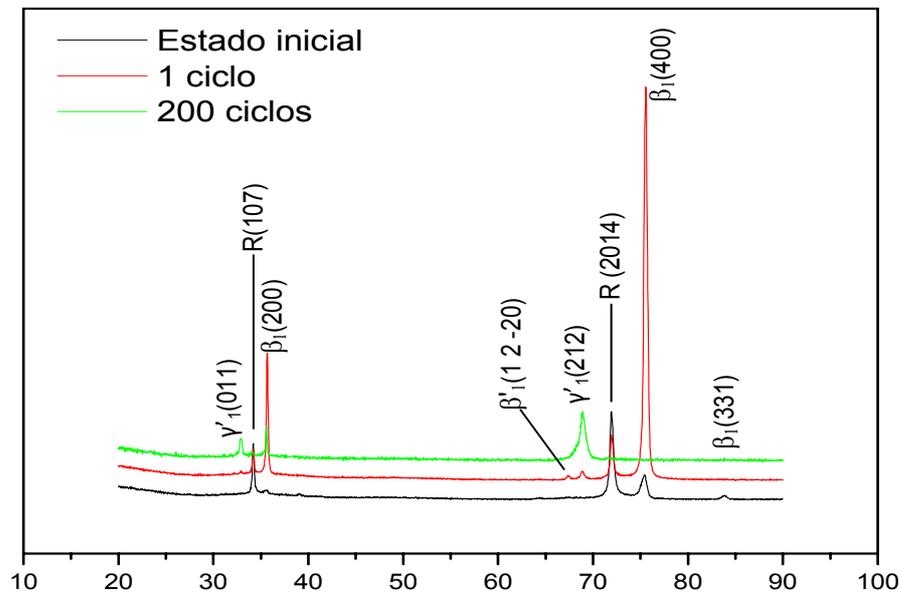


Figura 4: Difratogramas da Liga monocristalina Cu-13,5%Al-4%Ni no estado inicial e depois de tratamentos térmicos finalizados com aquecimento.

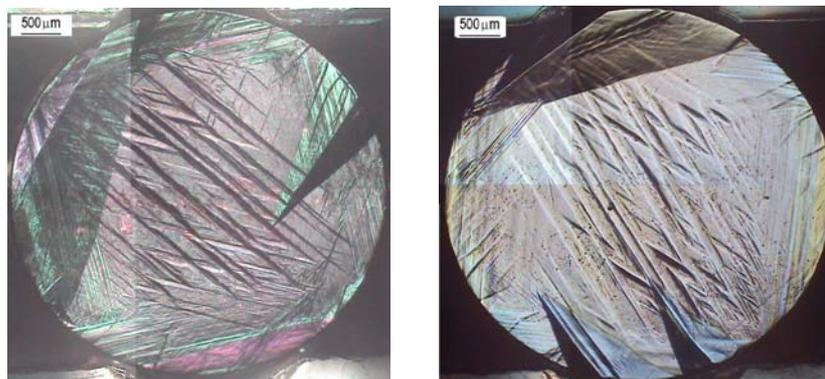


Figura 5: Aspecto morfológico da Liga Cu-13,5%Al-4%Ni após 1 ciclo de aquecimento (a) e após 200 ciclos terminados com aquecimento (b).

Com acúmulo de 200 ciclos, terminando com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento, o difratograma não apresenta a fase R. Há a presença das fases γ'_1 e β_1 (Figura 4). Observa-se na micrografia o surgimento de uma nova agulha superposta a observada ao término de 1 ciclo, enquanto a agulha da região superior desaparece. As fases presentes são R, γ'_1 e β_1 (Figura 5(b).

Nota-se que as agulhas que aparecem na micrografia da liga, finalizando o tratamento com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento, surgem em outras posições, quando comparadas a morfologia após $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento. Esta mudança é explicada

pelo princípio da semelhança cristalográfica, que determina que “para uma posição do cristal de austenita, com a rede de alta simetria (β_1), existem 24 orientações (variantes) cristalográficas de martensita que satisfazem a relação de orientação cristalográfica entre as redes das fases, inicial e martensítica, condicionando a coerência de rede das fases envolvidas em TMR.”^[20] As maclas em forma de agulhas aparecem aleatoriamente, respeitando o princípio da relação de orientação cristalográfica entre as fases envolvidas na TMR, tendo como locais preferenciais de nucleação a superfície da amostra. Nota-se também um crescimento da região central ao custo dos blocos periféricos (Figuras 3(c) e 5 (a)).

Na liga de Cu-13,5%Al-4%Ni, os mesmos TTC, terminados no aquecimento, alteram a estrutura em sentido: $\beta_1+R+(\beta'_1) \rightarrow \gamma'_1+\beta_1$, estabilizando a martensita γ'_1 . Observa-se que a estrutura final, após 200 ciclos, é comparável com a estrutura após $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento.

3.2 Liga Monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni

No estado inicial a liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni apresentou as seguintes fases: a martensítica γ'_1 , a fase R, a fase β_1 de alta temperatura e a fase martensítica β'_1 . A fase γ'_1 apresentou dois picos $(011)_{\gamma'_1}$ e $(212)_{\gamma'_1}$. A fase R foi revelada por dois picos com alta intensidade $(107)_R$ e $(2\ 0\ 14)_R$. Foi observado um pico da fase β_1 $(331)_{\beta_1}$ de baixa intensidade. A fase β'_1 foi revelada por um pico de intensidade baixa $(10-1-2)_{\beta'_1}$ (Figura 6).

A liga Cu-13,7%Al-4,2%Ni apresenta morfologia semelhante à liga Cu-13,5%Al-4%Ni. Ambas apresentam lamelas martensíticas, inteiramente macladas que se cruzam em “V”. A seção transversal mostra um bloco central e blocos periféricos onde há lamelas martensíticas mais finas, com orientações preferenciais, Figura 7 (a).

Após o primeiro meio ciclo de resfriamento, Figura 6, a estrutura está composta pela fase R que apresenta os picos $(0\ 0\ 15)_R$, adicional, e $(2\ 0\ 14)_R$ ambos de baixa intensidade, a fase martensítica β'_1 , $(10-1-2)_{\beta'_1}$ aparece com os picos de alta intensidade e de baixa intensidade. A microestrutura permaneceu sem modificações em relação ao estado inicial. Nota-se a predominância da fase martensítica pelas lamelas em “V” e os blocos de lamelas orientadas (Figura 7(b)).

Depois de 100 ciclos acumulados terminando com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento, nota-se o aparecimento da fase martensítica γ'_1 através dos picos $(011)_{\gamma'_1}$ e $(212)_{\gamma'_1}$ de alta intensidade. A fase R apresenta os picos $(107)_R$ e $(2\ 0\ 14)_R$ de baixa intensidade. Os picos da fase martensítica β'_1 , $(10-1-2)_{\beta'_1}$ e $(20-2-4)_{\beta'_1}$, estão presentes com baixa intensidade (Figura 6).

A micrografia (Figura 7(c)) mostra que o relevo martensítico com lamelas em forma de “V” já é predominante. Este fato pode ser explicado pela existência de apenas fase martensíticas no espectro de difração de raios-X.

Com 200 ciclos acumulados com o término no resfriamento, percebeu-se apenas a presença das fases martensíticas γ'_1 e β'_1 com os picos $(011)_{\gamma'_1}$ e $(10-1-2)_{\beta'_1}$ de baixa intensidade e $(20-2-4)_{\beta'_1}$ de alta intensidade (Figura 6).

A morfologia permanece sem grandes alterações. Há predominância das lamelas martensíticas, com o bloco central de lamelas em “V”, maior que no estado inicial (Figura 7(d)).

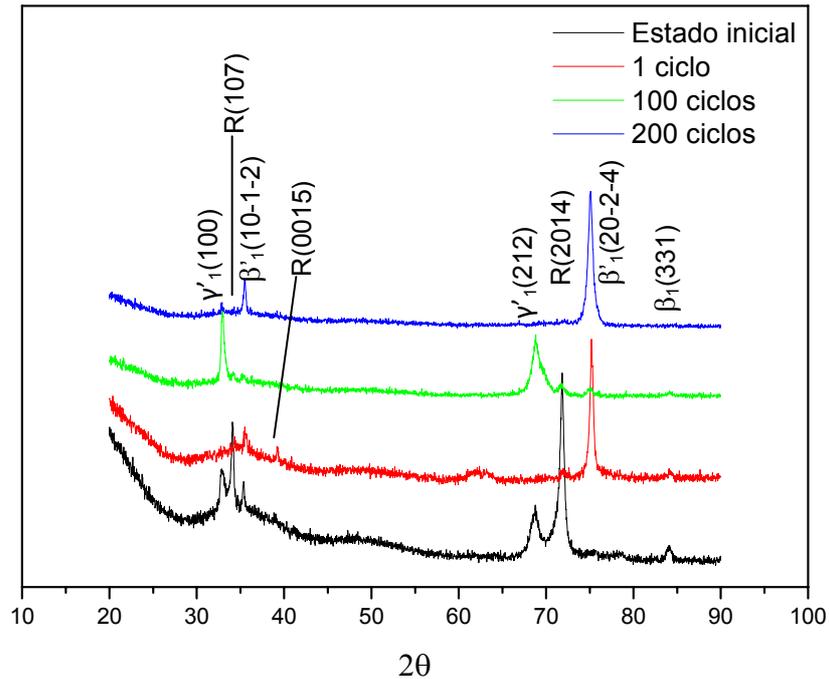


Figura 6: Difratomogramas da Liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni no estado inicial e depois de tratamentos térmicos finalizados com resfriamento.

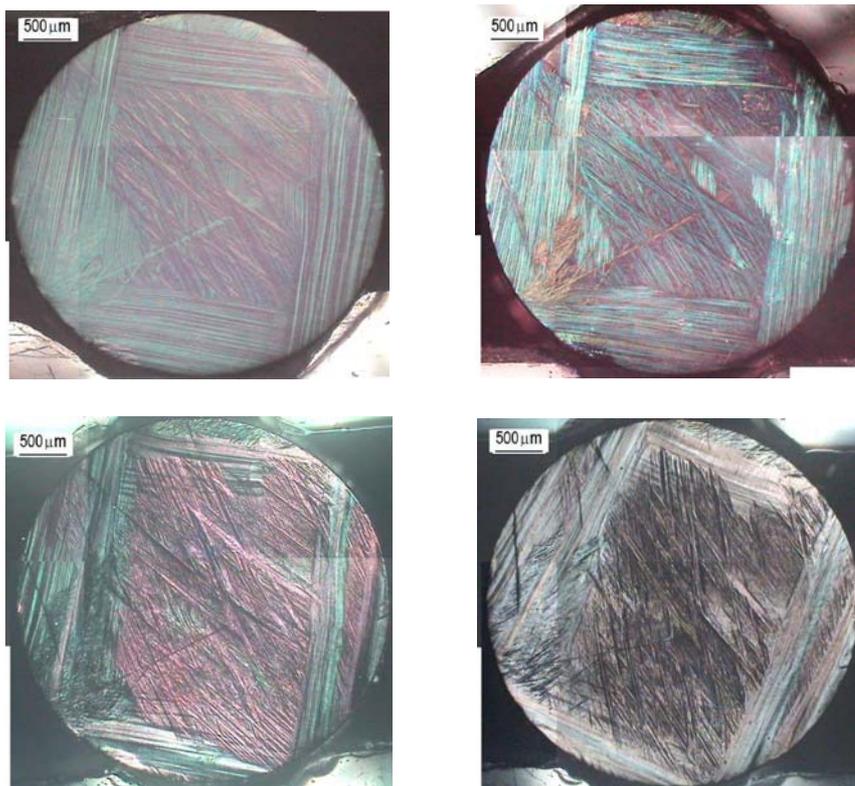


Figura 7: Aspecto morfológico da Liga Cu-13,7%Al-4,2%Ni no estado inicial (a) e após 1(b), 100 (c), 200 (d) terminados com resfriamento.

Na liga Cu-13,7%Al-4,2%Ni, os TTC, terminados com o resfriamento, alteram a estrutura em sentido: $\beta'_1 + R \rightarrow \gamma'_1 \rightarrow \beta'_1 + (\gamma'_1)$, estabilizando a martensita β'_1 . Com o acúmulo dos ciclos, a estrutura da liga revela a presença da fase martensítica β'_1 , e

pouca participação da fase γ'_1 . A presença significativa da fase R, no estado como recebido, é praticamente desprezível com o aumento dos ciclos.

O difratograma após o primeiro meio ciclo de aquecimento (Figura 8), revela a presença da fase R, através dos picos com elevadas intensidades, $(208)_R$, $(0015)_R$, além do pico $(107)_R$, de baixa intensidade. O pico $(2014)_R$ permanece com intensidade elevada. A fase γ'_1 apresenta os mesmos picos do estado inicial, enquanto a fase β'_1 teve redução na intensidade do pico $(10-1-2)_{\beta'_1}$. A fase de alta temperatura β_1 apresentou o pico $(331)_{\beta_1}$ de baixa intensidade, Figura 8.

Percebe-se na morfologia da liga que existe um aumento do relevo martensítico que se refere a fase γ'_1 , na parte inferior da seção transversal (Figura 9(a)).

Acumulados 100 ciclos terminando com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento, observa-se no difratograma a presença dos picos das fases R e γ'_1 , $(0015)_R$ e $(212)_{\gamma'_1}$, de baixa intensidade e a fase de alta temperatura β_1 , com maior intensidade, Figura 8. A morfologia após 100 ciclos terminando com aquecimento é semelhante a estrutura vista em 100 ciclos com término em resfriamento (Figura 9(b)).

Após 200 ciclos terminando com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento foi observada a presença das fases martensíticas R e β'_1 através dos picos $(107)_R$, $(2014)_R$, com baixíssimas intensidades e $(20-2-4)_{\beta'_1}$ adicional, com alta intensidade, além do pico da fase β'_1 $(10-1-2)_{\beta'_1}$ de baixa intensidade, Figura 8. A microestrutura não sofreu alterações significativas em relação à morfologia de 200 ciclos com término em resfriamento (Figura 9(c)).

Os mesmos TTC, terminados no aquecimento, alteram a estrutura em sentido: $\gamma'_1 + R + \beta_1 \rightarrow R + (\gamma'_1 + \beta_1) \rightarrow \beta'_1$, também estabilizando a martensita β'_1 . Com o acúmulo dos ciclos, a estrutura da liga revela a presença da fase martensítica β'_1 , e pouca participação da fase γ'_1 e R.

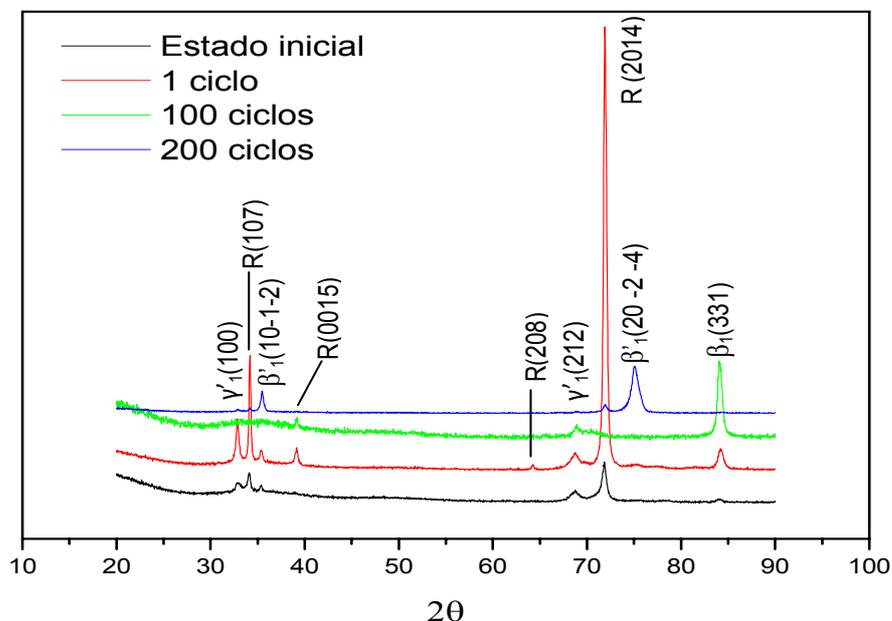


Figura 8: Difratogramas da Liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni no estado inicial e depois de tratamentos térmicos finalizados com aquecimento.

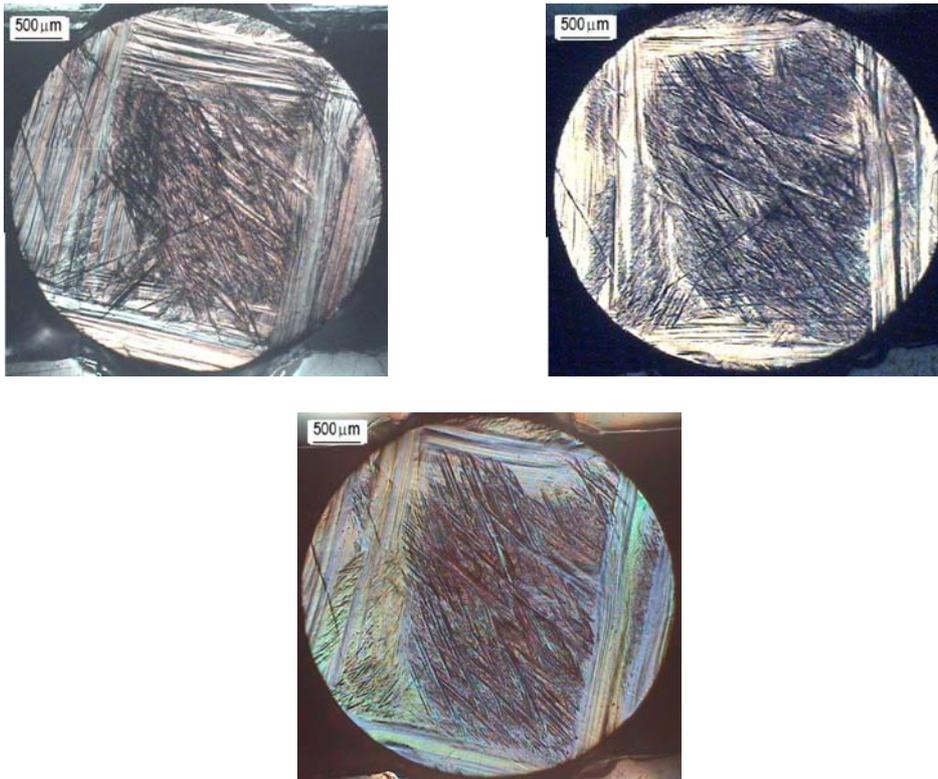


Figura 9: Aspecto morfológico da Liga Cu-13,7%Al-4,2%Ni após 1 (a), 100 (b), 200 (c) terminados com em aquecimento.

4 CONCLUSÕES

1. A estrutura da liga de Cu-13,5%Al-4%Ni após os TTC, terminados com o resfriamento, é alterada no sentido: $R+\beta_1 \rightarrow \gamma'_1+\beta_1+R \rightarrow \gamma'_1+\beta_1$, estabilizando a martensita γ'_1 . Os mesmos TTC, terminados no aquecimento, alteram a estrutura em sentido: $\beta_1+R+(\beta'_1) \rightarrow \gamma'_1+\beta_1$, também estabilizando a martensita γ'_1 .
2. O aspecto morfológico da liga Cu-13,7%Al-4,2%Ni após os ciclos térmicos aplicados revela o desenvolvimento de linhas de deslizamento adicionais, além do aparecimento de maclas, que acompanham as TMR.
3. Na liga Cu-13,7%Al-4,2%Ni, os TTC, terminados com o resfriamento, alteram a estrutura em sentido: $\beta'_1+R \rightarrow \gamma'_1 \rightarrow \beta'_1+(\gamma'_1)$, estabilizando a martensita β'_1 . Os mesmos TTC, terminados no aquecimento, alteram a estrutura em sentido: $\gamma'_1+R+\beta_1 \rightarrow R+(\gamma'_1+\beta_1) \rightarrow \beta'_1$, também estabilizando a martensita β'_1 .
4. O aspecto morfológico da liga Cu-13,7%Al-4,2%Ni após os ciclos térmicos aplicados apresenta-se mais estável, com poucas alterações no comportamento microestrutural.

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio da UENF e CNPq, além do professor Sergio Neves Monteiro pelo apoio na realização dos ensaios de raios-X.

REFERÊNCIAS

- 1 Dynnikov, V.I., Santos C. M. L., Braz Fernandes, F. M. (2005) Cu-Al-Ni shape memory actuators for Antropomorphic Upper Limb Prostheses. In: Anais do Encontro 1º Biomecânica, 2005. Martinchel Abrantes, Portugal. Universidade de Abrantes, v.1. p 295-299.
- 2 Otsuka, K., Wayman, C. M (1999) Shape Memory Materials 1ª ed. University Press. United Kingdom-Cambridge, USA. 284p.
- 3 Priadko, A., Vahhi, I. (1997) Robototechnic constructions based on Cu-Al-Ni single crystal actuators. In: International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies. California, USA. P. 1237-1243.
- 4 Priadko, A., Pulnev, S., Vahhi, I., Vetrov, V., Yudin, V. (2000) Actuators and Drives Based on Cu-Al-Ni Shape Memory Single Crystals. In: Proceedings of the Institute of Robotics and Technical Cybernetics. St Petersburg, Russia. 21p.
- 5 Recarte, V., Pérez-Saez, R. B., Bocanegra, E. H., Nó, M.L., San Juan, J. (1999) Dependence of the martensitic transformation characteristics on concentration in CuAl-Ni shape memory alloys. Materials Science and Engineering. A 273-275. p. 380-384.
- 6 Recarte, V., Pérez-Landazábal, J.I. Rodriguez, P. P., Bocanegra, E. H., Nó, M.L., San Juan, J. (2004) Thermodynamics of thermally induced martensitic transformation in Cu-Al-Ni shape memory alloys. Acta Materialia. A 52. p. 3941-3948.
- 7 Santos C. M. L., Cunha, F. L., Dynnikov, V.I. (2003) The application of Shape Memory actuators in Antropomorphic Upper Limb Prostheses. Artificial Organs. Blackwell Science. USA. V.27. n. 5 p 473-477.
- 8 Santos C. M. L., Dynnikov, V.I., Braz Fernandes, F. M., Paula, A. S., Matlakhova, L. A. (2004) The development of Cu-Al-Ni Shape memory actuators for Antropomorphic Upper Limb Prostheses. In: Proceeding of SMST-2004. Baden – Baden Germany 2-7. October, 2004. p.1-7.
- 9 Otsuka, K. (1971) Origin of memory effect in Cu-Al-Ni Alloy. Japanese J. of Applied Physics v. 10. n. 5. p. 571-579.
- 10 Otsuka, K., Morii, K., Miyazaki, S. (1992) Martensitic Transformations. In: Proceeding International Conference. ICOMAT. Monterey. 1125p.
- 11 Matlakhova, L. A., Dias, F. R. M., Matlakhov, A. N., Rodriguez, R. S., Castilló, T. E., Toledo, R., Lima, J. A. P., Meirelles, L. A. M., Pereira, E. C. (2004) Transformações martensíticas em ligas monocristalinas Cu-Al-Ni solicitadas a tratamentos termocíclicos. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Porto Alegre, RS, Brasil. CD-ROM. N. 1355. p. 1-7.
- 12 Perkins, J (1975) Shape Memory Effects in Alloys. In: Proceedings of the international Symposium on Shape Memory Effects and Applications. Toronto-Ontario, Canada. 470p.
- 13 Pereira, E. C. Influência de tratamentos termo-cíclicos sem e sob cargas na estrutura e propriedades da liga monocristalina de Cu-Al-Ni com efeitos não elásticos. Dissertação de mestrado da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Campos dos Goytacazes, RJ. CDD 669.96. 131p.
- 14 Rangel, S. P. (2006) Análise Metalográfica e Calorimétrica da liga monocristalina de Cu-Al-Ni com EMF submetida a Tratamentos Termo-Cíclicos. Trabalho de Conclusão de curso da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Campos dos Goytacazes, RJ. 57p.

- 15 Karsson, J. (1951) JCPDS 07-0108. Inst. Met. n 79-391.
- 16 BOWN, M. JCPDS 28-0016. Acta Crystallogr. 9, n. 70, 1956. JOUNEAU, P. H., STADELMANN, P. Electron Microscopy Image Simulation [on line]. Disponível em: [http:// cecm.insa-lyon.fr/CIOLS/crystal4.pl/](http://cecm.insa-lyon.fr/CIOLS/crystal4.pl/) [capturado em 20 de junho de 2005]. Centre Interdépátemenal de Microscopie Electronique. EPEL, Lausanne. Copyright, 1998.
- 17 FRISKE, H., ANORG, Z. JCPDS 11-0010. Allg. Chem. 258-198, 1949.
- 18 KURDIUMOV, G.V., HANDROS, L.G. (1949) O equilíbrio termoelástico de fases e transformações martensíticas. Relatórios da Academia de Ciências da SSSR, v. 66, n. 2, p. 211-215.
- 19 Warlimont, H., Wilkens, Z. Metallkd., n° 55 (1964) 382.
- 20 Novikov I. (1994) Teoria dos tratamentos térmicos dos metais. Editora UFRJ, Rio de Janeiro, RJ. 550p.