

ESTRUTURA DE LIGAS MONOCRISTALINAS Cu-Al-Ni APÓS CICLAGEM TÉRMICA

Arthur da Conceição Motta ¹Liudmila Aleksandrovna Matlakhova ²Anatoliy Nikolaevich Matlakhov ³Elaine Cristina Pereira ⁴Rosane Toledo ⁵Sérgio Neves Monteiro ⁶

Resumo

Estudam-se as ligas monocristalinas Cu-13,5Al-4Ni e Cu-13,7Al-4,2Ni que exibem transformações martensíticas reversíveis (TMR). As ligas foram submetidas a ciclos de aquecimento e resfriamento num intervalo que inclui as temperaturas críticas de TMR. Maior atenção é dada às alterações na estrutura das ligas com a ciclagem térmica (CT) até 200 ciclos. A caracterização das ligas foi feita por meio de difração de raios X e microscopia óptica. Mostra-se que a estrutura da liga Cu-13,5Al-4Ni após CT, finalizado com ½ ciclo de resfriamento, altera no sentido $R + \beta I \rightarrow \gamma' I + \beta I + R \rightarrow \gamma' I + \beta I$, e finalizado com ½ ciclo de aquecimento, no sentido $\beta I + R + (\beta' I) \rightarrow \gamma' I + \beta I$, ambos estabilizando a fase martensítica $\gamma' I$. A estrutura da liga Cu-13,7Al-4,2Ni após CT, finalizado com ½ ciclo de resfriamento, altera no sentido $\beta' I + R \rightarrow \gamma' I \rightarrow \beta' I + (\gamma' I)$, e finalizado com ½ ciclo de aquecimento no sentido $\gamma' I + R + \beta I \rightarrow R + (\gamma' I + \beta' I) \rightarrow \beta' I$, ambos estabilizando a fase martensítica $\beta' I$.

Palavras-chave: Liga monocristalina Cu-Al-Ni; Ciclagem térmica; Transformações martensíticas reversíveis.

STRUCTURE OF MONOCRYSTALLINE Cu-Al-Ni ALLOYS AFTER THERMAL CYCLING

Abstract

In the present work two monocrystalline Cu-Al-Ni alloys, Cu-13.5Al-4Ni and Cu-13.7Al-4.2Ni that show the reversible martensitic transformations (RMT) are studied. The samples were submitted to thermal cycling treatment (TCT) in the interval that covers the critical temperatures associated with RMT. In this study, more attention was paid to the structural changes of the alloys after TCT, up to 200 cycles. X-ray diffraction and optical microscopy were used to characterize the alloys. In the Cu-13.5Al-4Ni alloy, the TCT that finished with a ½ cycle of cooling alters the structure towards $R + \beta I \rightarrow \gamma' I + \beta I + R \rightarrow \gamma' I + \beta I$, and finished with a ½ cycle heating changes it towards $\beta I + R + (\beta' I) \rightarrow \gamma' I + \beta I$, both stabilizing martensitic phase $\gamma' I$. In the Cu-13.7Al-4.2Ni alloy, the TCT that finished with a ½ cycle of cooling, alters the structure towards $\beta' I + R \rightarrow \gamma' I \rightarrow \beta' I + (\gamma' I)$ and finished with a ½ cycle of heating alters it towards $\gamma' I + R + \beta I \rightarrow R + (\gamma' I + \beta' I) \rightarrow \beta' I$, both stabilizing martensitic phase $\beta' I$.

Key words: Monocrystalline Cu-Al-Ni alloy; Thermal cycling treatment; Reversible martensitic transformations.

¹Engenheiro Metalúrgico. Laboratório de Materiais Avançados – LAMAV, Centro de Ciência e Tecnologia – CCT, Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF. Av. Alberto Lamego, 2000, Cep 28013-602, Campos dos Goytacazes, RJ, Brasil. E-mail: arthurcmotta@gmail.com

²Professora Associada, Ph.D. Laboratório de Materiais Avançados – LAMAV, Centro de Ciência e Tecnologia – CCT, Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF. Av. Alberto Lamego, 2000, Cep 28013-602, Campos dos Goytacazes, RJ, Brasil. E-mail: liudmila@uenf.br

³Professor Associado, Ph.D. Laboratório de Materiais Avançados – LAMAV, Centro de Ciência e Tecnologia – CCT, Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF. Av. Alberto Lamego, 2000, Cep 28013-602, Campos dos Goytacazes, RJ, Brasil. E-mail: anatoli@uenf.br

⁴Doutoranda, M.Sc. Laboratório de Materiais Avançados – LAMAV, Centro de Ciência e Tecnologia – CCT, Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF. Av. Alberto Lamego, 2000, Cep 28013-602, Campos dos Goytacazes, RJ, Brasil. E-mail: elainecp@uenf.br

⁵Professora Associada, D.Sc. Laboratório de Ciências Físicas – LCFIS, Centro de Ciência e Tecnologia – CCT, Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF. Av. Alberto Lamego, 2000, Cep 28013-602, Campos dos Goytacazes, RJ, Brasil. E-mail: toledo@uenf.br

⁶Professor Titular, Ph.D. Laboratório de Materiais Avançados – LAMAV, Centro de Ciência e Tecnologia – CCT, Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF. Av. Alberto Lamego, 2000, Cep 28013-602, Campos dos Goytacazes, RJ, Brasil. E-mail: sergio.neves@ig.com.br

I INTRODUÇÃO

Muitas descobertas feitas na área da metalurgia física, nos últimos anos, revolucionaram a engenharia e a tecnologia. Uma destas está relacionada 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 médica, dentre outras.^(1,2)

Geralmente, o EMF é atribuído às transformações martensíticas reversíveis (TMR) que ocorrem em sistemas de fases intermetálicas metaestáveis, num estreito intervalo de temperatura, com pequena variação na energia de Gibbs e histerese térmica, sendo a interface entre as fases participantes, martensítica e de alta temperatura, coerente ou semicoerente.^(1,4)

As TMR podem ser conduzidas por ação de temperatura e/ou aplicação de uma tensão externa. Com isso, a fase de alta temperatura β I (estrutura cúbica ordenada do tipo DO_3) transforma-se para a fase martensítica γ' I (ordenada do tipo Cu_3Ti) e/ou para a fase martensítica β' I (ordenada do tipo I8R), dependendo do teor de alumínio.^(1,4) Nas ligas monocristalinas Cu-Al-Ni, além destas fases, pode ser encontrada uma fase metaestável romboédrica Al_7Cu_4Ni (ordenada do tipo R-3m) denominada em nossos trabalhos como fase R.⁽⁵⁻⁷⁾

Para ocorrer o EMF em regime repetitivo, as ligas requerem, num intervalo de temperatura que inclui as temperaturas críticas de TMR, múltiplos ciclos de aquecimento e resfriamento. Esses tratamentos promovem alterações na estrutura e propriedades das ligas, tais como: parâmetros associados ao EMF, temperaturas críticas de TMR, desordenação das fases inicialmente ordenadas e outras.^(2,6,7) Entretanto, estes aspectos têm sido pouco investigados em ligas à base Cu-Al-Ni.

O objetivo principal do presente trabalho é estudar as alterações na estrutura de ligas monocristalinas à base Cu-Al-Ni após a ciclagem térmica.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas monocristalinas de composição nominal Cu-13,5%Al-4%Ni e Cu-13,7%Al-4,2%Ni (%p) foram fabricadas em forma de barras cilíndricas pelo *Memory Crystals Group*, na Universidade Técnica de São Petersburgo, Rússia.⁽⁸⁾

Essas ligas, no estado como recebido, sofrem transformações martensíticas reversíveis (TMR) nos intervalos críticos (Ms–Mf), durante o resfriamento, e (As–Af), durante o aquecimento. As temperaturas críticas de TMR (Tabela I), já foram determinadas por análise por calorimetria exploratória diferencial (DSC) em trabalhos prévios.^(6,7)

Tabela I. Temperaturas críticas (°C) de TMR determinadas por DSC

Liga	Ms	Mf	As	Af
Cu-13,5Al-4Ni	25	-9	9	52
Cu-13,7Al-4,2Ni	56,6	21,4	31,6	73,6

As amostras foram seccionadas das barras cilíndricas das ligas fornecidas por um cortador mecânico MINITOM, lixadas e polidas com alumina de 1,0 μ m, 0,25 μ m e 0,1 μ m, sem ataque químico.

A ciclagem térmica (CT) de amostras foi realizada num intervalo de temperatura que inclui as temperaturas críticas de TMR, acumulando 1/2 ciclos térmicos, 100 ciclos térmicos e 200 ciclos térmicos. Um ciclo incluía 1/2 ciclo de aquecimento a partir da temperatura ambiente (TA) até +100°C (acima de Af) e voltando para TA, mais 1/2 ciclo de resfriamento a partir da TA até -15°C (abaixo de Mf), voltando para TA.

A análise estrutural das ligas foi feita à temperatura ambiente (TA), finalizando a ciclagem térmica com 1/2 ciclo de resfriamento (TA \rightarrow -15°C) e com 1/2 ciclo de aquecimento (TA \rightarrow +100°C), ambos terminando com a liga na temperatura ambiente para ser analisada.

A estrutura de ligas foi estudada por meio das técnicas de microscopia óptica, utilizando o microscópio ótico NEOPHOT-32.

A identificação das fases presentes nas ligas, a TA, foi feita por difração de raios X, no difratômetro SEIFERT modelo URD-65, com radiação Co-K α , para a faixa angular 2 θ de 20° a 90° e com um passo de varredura de 0,03° por 3 s.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

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

A liga monocristalina Cu-13,5Al-4Ni, no estado como recebido, apresenta três fases metaestáveis (Figura 1): a fase martensítica γ' I,⁽⁹⁾ a fase R^(5,10) e a fase de alta temperatura β I.⁽¹¹⁾ A fase de alta temperatura β I foi identificada pelos seguintes picos de difração de baixa intensidade (200) β I, (400) β I e (331) β I. Além dos picos de baixa intensidade das fases β I e γ' I, nas posições angulares de 34,2° e 71,9° observam-se os picos de elevada intensidade pertencentes à fase R: (107)R e (2.014)R.

A Figura 1 (a) apresenta os difratogramas da liga Cu-13,5Al-4Ni submetida à CT finalizada com 1/2 ciclo de resfriamento. Após o primeiro 1/2 ciclo de resfriamento, a liga revela em sua estrutura os mesmos picos observados no difratograma da liga no estado como recebido, com intensidades relativas similares.

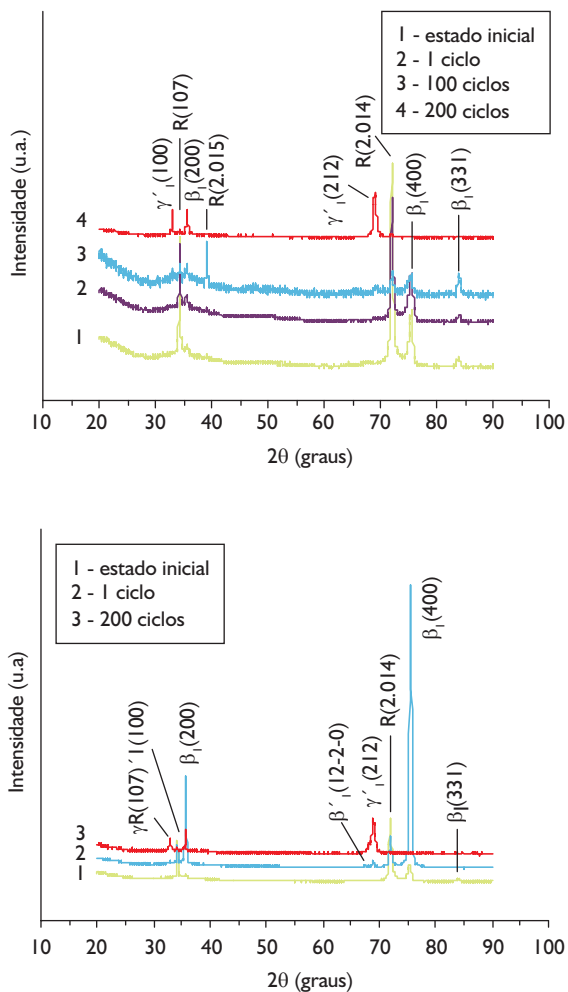


Figura 1. Difratogramas da liga monocristalina Cu-13,5Al-4Ni no estado como recebido e após a CT finalizada: a) com ½ ciclo de resfriamento e b) com ½ ciclo de aquecimento.

Com o acúmulo de 100 ciclos térmicos, a fase R apresenta-se pelos picos (107)R e (2.014)R, além de um pico adicional (2.015)R. Observa-se o aparecimento do pico (100)γ' I, pertencente à fase martensítica γ' I. Os picos da fase β I, (200)β I, (400)β I e (331)β I, revelam-se com maiores intensidades.

Após a CT de 200 ciclos, as intensidades dos picos (107)R e (2014)R, pertencentes à fase R diminuem consideravelmente, enquanto que o pico (2015)R não está mais presente no difratograma. O pico (200)β I da fase β I apresenta-se com grande intensidade e os picos (331)β I e (400)β I diminuiram suas intensidades. A fase γ' I apresenta-se por seus picos mais intensos (212)γ' I e (100)γ' I.

A TCC, finalizada com ½ ciclo de resfriamento, altera a estrutura da liga monocristalina Cu-13,5Al-4Ni no sentido $R + \beta I \rightarrow \gamma' I + \beta I + R \rightarrow \gamma' I + \beta I$. Com o acúmulo dos ciclos, a estrutura da liga revela, principalmente, a presença da fase γ' I, com pouca participação da fase β I.

A Figura 1(b) apresenta os difratogramas da liga Cu-13,5Al-4Ni submetida à CT finalizada com ½ ciclo de aquecimento. Após o primeiro ½ ciclo de aquecimento, observa-se diminuição na intensidade dos picos pertencentes à fase R: (107)R e (2.014)R.

A fase martensítica β' I,^(1,2) não observada anteriormente, manifesta-se pelo pico (1.220)β' I. A fase β I foi identificada por seus picos mais intensos (200)β I e (400)β I, enquanto que a fase martensítica γ' I por seu pico mais intenso (212)γ' I. Com acúmulo de 200 ciclos térmicos, o difratograma não mais revela a presença da fase R, apenas picos das fases martensítica γ' I e de alta temperatura β I.

A CT finalizada com ½ ciclo de aquecimento, altera a estrutura da liga Cu-13,5Al-4Ni no sentido $\beta I + R + (\beta' I) \rightarrow \gamma' I + \beta I$, estabilizando a martensita γ' I. Observa-se que a estrutura final, após a CT de 200 ciclos, é comparável à estrutura finalizada com ½ ciclo de resfriamento.

A liga Cu-13,5Al-4Ni revela, no estado de como recebido, uma microestrutura formada por blocos que definem as regiões central e periférica (Figura 2a). Na região central, as lamelas martensíticas inteiramente macladas cruzam-se em "V", o que é típico para a martensita γ' I.^(1,2) Nos blocos periféricos, as lamelas são mais finas e possuem a orientação preferencial.

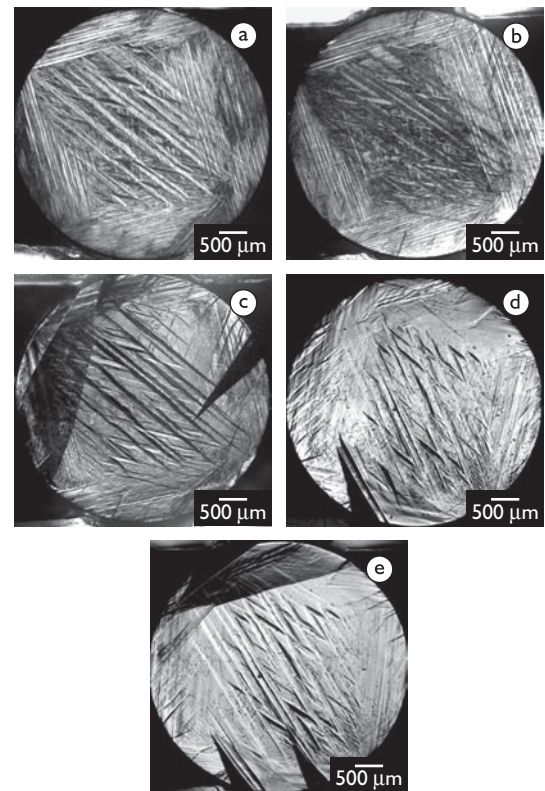


Figura 2. Aspecto morfológico da liga Cu-13,5Al-4Ni: (a) no estado como recebido, após ½ ciclo (b,c) e 200 ciclos térmicos (d,e), finalizando a CT com ½ ciclo de resfriamento (b,d) e com ½ ciclo de aquecimento (c,e).

A liga submetida ao primeiro $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento (Figura 2b), não apresenta variações significativas em seu aspecto morfológico quando comparado ao do estado como recebido. Na liga submetida ao primeiro $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento (Figura 2c), a estrutura lamelar martensítica é mais evidente na região central. Nota-se também o aparecimento de uma agulha martensítica em forma de lança, que se propaga da parte periférica para a parte central da amostra.

O aspecto morfológico da liga após 200 ciclos térmicos, finalizando a CT com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento está apresentado na Figura 2(d). Nota-se o desenvolvimento de linhas de deslizamento adicionais, além de duas agulhas sobrepostas, indicando sobre as TMR ocorridas na liga. A liga submetida à CT finalizada com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento (Figura 2e), apresenta a separação das duas agulhas citadas anteriormente e o surgimento de uma nova agulha que abrange um dos blocos periféricos, definidos na liga no estado como recebido. Nota-se que a CT promove uma ampliação da região central, onde os blocos periféricos já não se definem como observado no estado inicial.

Foi observado que as agulhas desenvolvidas na microestrutura da liga após CT surgem em diferentes posições, dependendo do tipo de finalização da CT, $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento ou aquecimento. Esta mudança pode ser explicada com base no princípio da semelhança cristalográfica, o qual determina que, para uma posição do cristal de austenita, com a rede de alta simetria ($\beta 1$), existem 24 orientações, ou variantes, de martensita que satisfazem à relação de orientação cristalográfica entre as redes das fases, inicial e martensítica, condicionando a coerência entre as fases envolvidas nas TMR.⁽¹³⁾ Agulhas em forma de lança aparecem aleatoriamente, respeitando o princípio da relação de orientação cristalográfica entre as fases envolvidas nas TMR, tendo como locais preferenciais de nucleação a superfície da amostra.

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

No estado inicial, a liga monocristalina Cu-13,7Al-4,2Ni apresenta as seguintes fases, mostradas na Figura 3: fase martensítica $\gamma' I$,^(1,2) fase R,^(5,10) fase de alta temperatura $\beta 1$ ⁽¹¹⁾ e a fase martensítica $\beta' I$.⁽¹²⁾ A fase $\gamma' I$ foi identificada pelos picos $(100)\gamma' I$ e $(212)\gamma' I$ e a fase R pelos picos $(107)R$ e $(2.014)R$ de alta intensidade. Também é observado um pico $(331)\beta 1$ da fase $\beta 1$ de baixa intensidade e um pico $(1.220)\beta' I$ da fase $\beta' I$ de baixa intensidade.

A Figura 3(a) apresenta os difratogramas da liga Cu-13,7Al-4,2Ni submetida à CT finalizada com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento. Após o primeiro $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento, a estrutura revela a presença da fase R, pelos dos picos, $(2.015)R$ e $(2.014)R$, ambos de baixa intensidade. A fase martensítica $\beta' I$ é evidenciada em destaque pelos picos $(1.012)\beta' I$ e $(2.024)\beta' I$. Com o acúmulo de 100 ciclos térmicos observa-se o aparecimento da fase martensítica $\gamma' I$, pelos picos de alta intensidade $(100)\gamma' I$ e $(212)\gamma' I$. A fase R é evidenciada pelos picos $(107)R$ e $(2.014)R$ de baixa intensidade e a fase martensítica $\beta' I$ pelos picos $(1.012)\beta' I$ e $(2.024)\beta' I$ também de baixa intensidade.

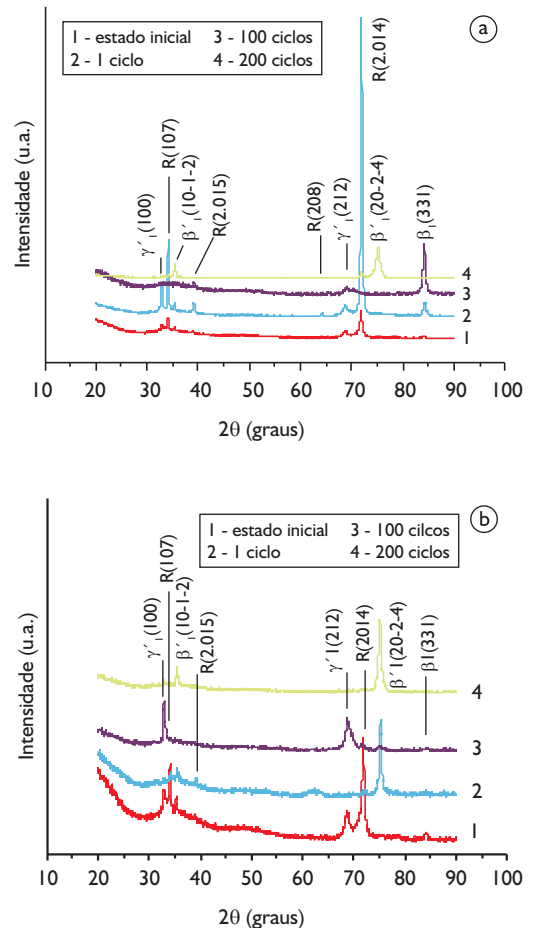


Figura 3. Difratogramas da liga monocristalina Cu-13,7Al-4,2Ni no estado como recebido e após a CT finalizada com $\frac{1}{2}$ a) ciclo de resfriamento e b) com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento.

Após a CT de 200 ciclos, o difratograma revela apenas a presença das fases martensíticas $\gamma' I$ e $\beta' I$, pelos picos $(100)\gamma' I$ e $(1.012)\beta' I$ com baixa intensidade, e $(2.024)\beta' I$ com alta intensidade. A CT finalizada com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento altera a estrutura da liga Cu-13,7Al-4,2Ni no sentido: $\beta' I + R \rightarrow \gamma' I \rightarrow \beta' I + (\gamma' I)$, estabilizando a martensita $\beta' I$. Com o acúmulo dos ciclos, a estrutura da liga revela a presença da fase martensítica $\beta' I$ e pouca participação da fase $\gamma' I$.

A Figura 3(b) apresenta os difratogramas da liga Cu-13,7Al-4,2Ni submetida à CT finalizada com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento. Após o primeiro $\frac{1}{2}$ ciclo, a estrutura revela a presença significativa da fase R, pelos picos $(107)R$, $(2.015)R$, $(208)R$, e $(2.014)R$. A fase martensítica $\gamma' I$ mostra-se como no estado recebido, enquanto a fase martensítica $\beta' I$ reduz a intensidade do pico $(1.012)\beta' I$. A fase de alta temperatura $\beta 1$ revela-se pelo pico $(331)\beta 1$ de baixa intensidade. Com o acúmulo de 100 ciclos observa-se a presença dos picos pertencentes às fases R, $\gamma' I$ e $\beta 1$: $(2.015)R$ e $(212)\gamma' I$ de baixa intensidade

e $(331)\beta_1$ de alta intensidade. Após a CT de 200 ciclos, é observada a presença da fase R pelos picos $(107)R$ e $(2.014)R$ de muito baixa intensidade e da fase $\beta' I$ pelos picos $(1.012)\beta' I$ e $(2.024)\beta' I$ de alta intensidade. A CT finalizada com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento, altera a estrutura da liga no sentido $\gamma' I + R + \beta I \rightarrow R + (\gamma' I + \beta I) \rightarrow \beta' I$, estabilizando também a martensita $\beta' I$. Com o acúmulo dos ciclos, a estrutura da liga revela a presença da fase martensítica $\beta' I$, e pouca participação da fase $\gamma' I$ e R.

A liga Cu-13,7Al-4,2Ni apresenta, no estado como recebido (Figura 4a), um aspecto morfológico semelhante ao da liga Cu-13,5Al-4Ni. Ambas as ligas revelam uma estrutura formada por blocos que definem as regiões central e periférica. Sabe-se que

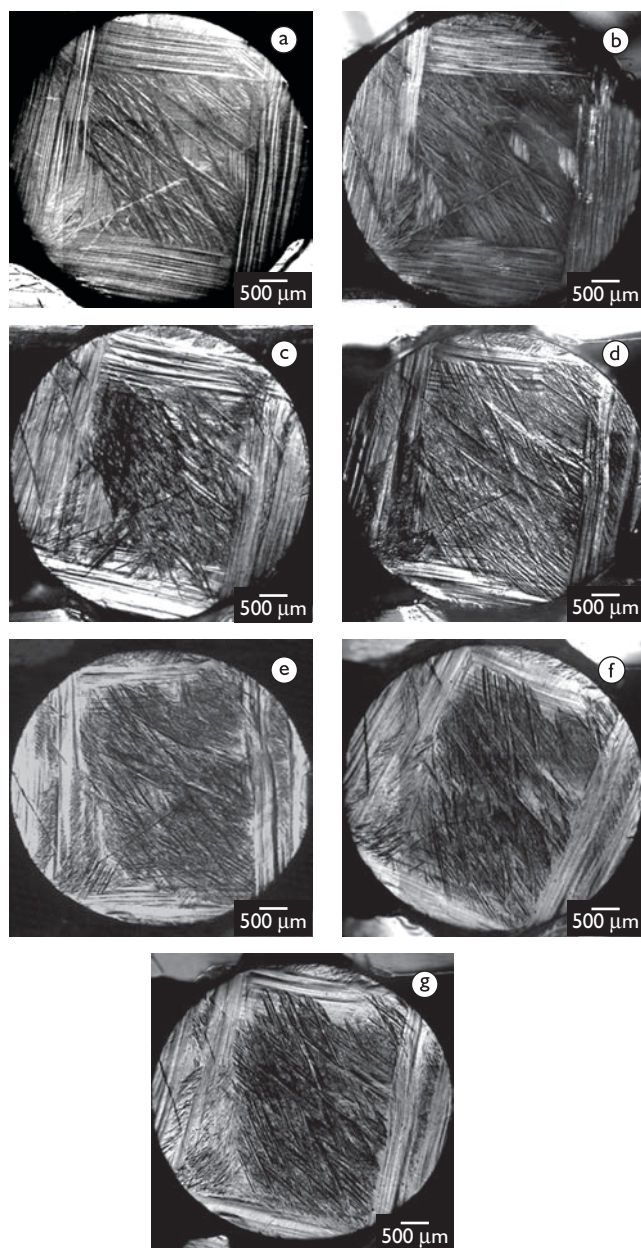


Figura 4. Aspecto morfológico da liga Cu-13,7Al-4,2Ni no estado como recebido (a), após $\frac{1}{2}$ ciclo (b, c), 100 ciclos (d,e) e 200 ciclos térmicos (f, g) finalizando a CT com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento (b,d,f) e com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento (c,e,g).

o relevo martensítico na superfície das amostras polidas sempre acompanha as TMR.^(1,2,13). Além deste relevo mais acentuado, não foi possível observar alterações significativas na estrutura após $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento ou $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento (Figuras 4b e 4c).

Após as CTs de 100 ciclos e 200 ciclos, além de linhas de deslizamento adicionais provenientes das TMR e um relevo martensítico mais acentuado, não são observadas outras alterações na microestrutura da liga. O desenvolvimento do relevo martensítico acentuado pode ser explicado pela maior estabilidade das fases martensíticas com o tratamento realizado.

4 CONCLUSÕES

A estrutura da liga Cu-13,5Al-4Ni após a CT finalizada com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento é alterada no sentido $R + \beta I \rightarrow \gamma' I + \beta I + R \rightarrow \gamma' I + \beta I$, enquanto que a CT finalizado com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento altera a estrutura no sentido $\beta I + R + (\beta' I) \rightarrow \gamma' I + \beta I$, ambos estabilizando a martensita $\gamma' I$.

O aspecto morfológico da liga Cu-13,5Al-4Ni após os ciclos térmicos aplicados revela o desenvolvimento de linhas de deslizamento adicionais, além do aparecimento de agulhas martensíticas, que acompanham as TMRs, tendo como locais de nucleação as regiões periféricas da amostra.

A estrutura da liga Cu-13,7Al-4,2Ni após a CT finalizada com $\frac{1}{2}$ ciclo de resfriamento é alterada no sentido $\beta' I + R \rightarrow \gamma' I \rightarrow \beta' I + (\gamma' I)$, enquanto que a CT finalizado com $\frac{1}{2}$ ciclo de aquecimento altera a estrutura no sentido $\gamma' I + R + \beta I \rightarrow R + (\gamma' I + \beta I) \rightarrow \beta' I$, ambos estabilizando a martensita $\beta' I$.

O aspecto morfológico da liga Cu-13,7Al-4,2Ni após os ciclos térmicos aplicados apresenta-se estável, com poucas alterações microestruturais.

Agradecimentos

Os pesquisadores agradecem o apoio à pesquisa concedido pela FAPERJ, pela CAPES e CNPq.

REFERÊNCIAS

- 1 PERKINS, J. *Shape memory effects in alloys*. Toronto: Springer, 1975.
- 2 OTSUKA, K.; WAYMAN, C.M. *Shape memory materials*. Cambridge: Cambridge University Press, 2000.
- 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. 211-15, 1949. [em russo].
- 4 SARI, U.; AKSOY, I. Micro-structural analysis of self-accommodating martensites in Cu-11.92 wt%Al-3.78 wt%Ni shape memory alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 195, n. 1-3, p. 72-6, Jan. 2008.
- 5 JOUNEAU, P. H.; STADELMANN, P. Electron microscopy image simulation. Centre Interdépartemental de Microscopie Electronique. Lausanne, 1998. Disponível em: <<http://www.cecm.insa-lyon.fr/CIOLS/crystal4.pl>> Acesso em: 20 jun. 2005.
- 6 MATLAKHOVA, L. A.; DIAS, F. R.; MATLAKHOV, A. N.; RODRIGUEZ, R. S.; CASTILLÓ, T. E.; TOLEDO, R.; LIMA, J. A. P.; MEIRELLES, L. A. M.; PEREIRA, E. C. Transformações martensíticas em ligas monocristalinas Cu-Al-Ni solici-tadas a tratamentos termocíclicos. In: CBECIMAT, 16., 2004, Porto Alegre. *Anais...* Porto Alegre: s.n., 2004. 1 CD.
- 7 PEREIRA, E. C.; MATLAKHOVA, L. A.; MATLAKHOV, A. N.; TOLEDO, R.; SANTOS, L. O. S. Efeito dos ciclos térmicos sob carga na estrutura da liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 63., 2008, Santos. *Anais...* São Paulo: ABM, 2008. 1 CD.
- 8 PRIADKO, A.; PULNEV, S.; VAHHI, I.; VETROV, V.; YUDIN, V. Actuators and drives based on Cu-Al-Ni shape memory single crystals. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ACTUATOR 98, 6., 1998, Bremen, Germany. *Proceedings...* Bremen: Wirtschaftsfoerderung Bremen GmbH, 1998. p. 478-81.
- 9 LIU, D.; HASHIMOTO, H.; KO, T. Electron microscopy study of martensite in Cu-11.2wt%Al-3wt%Ni. *Journal of Materials Science*, v. 32, n. 6, p. 1657-63, Mar. 1997.
- 10 PEREIRA, E. C.; MATLAKHOVA, L. A.; MATLAKHOV, A. N.; RODRÍGUEZ, R. J. S.; CASTILLÓ, T. E.; MONTEIRO, S. N. Tratamento termo-cíclico sob carga da liga monocristalina Cu-Al-Ni. In: Congresso Anual da ABM, 61., 2006, Rio de Janeiro. *Anais...* Rio de Janeiro: ABM, 2006. 1 CD.
- 11 DVORACK, M. A.; KUWANO, N.; POLAT, S.; CHEN, H.; WAYMAN, C. M. Decomposition of a β 1-phase CuAlNi alloy at elevated temperature. *Scripta Metallurgica*, v. 17, n. 11, p. 1333-6, 1983.
- 12 PELOSIN, V.; RIVIÈRE, A. Structural and mechanical spectroscopy study of β' 1 martensite decomposition in Cu-12%Al-3%Ni (wt.%) alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 268, n. 1-2, p. 166-72, Mar. 1998.
- 13 NOVIKOV, I. *Teoria dos tratamentos térmicos dos metais*. Rio de Janeiro: UFRJ, 1994.

Recebido em: 15/4/2009

Aceito em: 21/10/2009