

ESTRUTURA DAS LIGAS Cu-Al-Ni MONO- E POLICRISTALINA APÓS O AQUECIMENTO PROLONGADO¹

Anatoliy Nikolaevich Matlakov²

Thiago de Oliveira Cruz³

Carlos José de Araújo⁴

Lioudmila Aleksandrovna Matlakova⁵

Elaine Cristina Pereira⁶

Resumo

A estrutura das ligas monocristalina e policristalina de Cu-Al-Ni com efeito de memória de forma (EMF) foi estudada após o aquecimento, a 800°C, durante 40 horas, por microscopia ótica e eletrônica de varredura, bem como por microanálise de EDS e difração de raios-X. A composição nominal das ligas monocristalina e policristalina são Cu-13,7Al-4,2Ni (% em peso) e Cu-13,7Al-4,0Ni (% em peso), respectivamente. No estado inicial, a liga monocristalina apresentou estrutura martensítica com a presença das fases R, γ'_1 e β_1 . Após o aquecimento prolongado da liga monocristalina observou-se o aparecimento dos constituintes denominados de “estrelas” e a presença da fase β estável não ordenada em pequena quantidade. A liga policristalina no estado inicial, apresentou uma estrutura formada por grãos com lamelas martensíticas no seu interior e com a presença das fases γ'_1 , β'_1 e β_1 . Após o aquecimento desta liga, verificou-se o desaparecimento da estrutura martensítica e a presença das fases estáveis α e γ_2 devido à reação eutetóide ocorrida.

Palavras-chave: Ligas Cu-Al-Ni monocristalina e policristalina; Estrutura; Composição.

STRUCTURE OF THE MONOCRYSTALLINE AND POLICRYSTALLINE Cu-Al-Ni ALLOY AFTER SWEATING

Abstract

A structure of the monocrytalline and polycrystalline Cu-Al-Ni alloys with shape memory effect (SME) was studied after heating by 800°C during 40 hours, by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM), as well as microanalysis EDS and X-ray diffraction tests were performe. The nominal composition of the monocrytalline and polycrystalline alloys are Cu-13,7Al-4,2Ni wt.% and Cu-13,7Al-4,0Ni wt.%, respectively. In it's the initial state, the monocrytalline alloy presented martensitic structure with the presence of the R, γ'_1 and β_1 phases. After sweating of the monocrytalline alloy, observed in martensitic structure, the appearing of the constituent with star-shaped and the presence of the stable β phase no ordered in little. The polycrystalline alloy in its state, showed a structure formed for grains with martensitic lamellas your inside with the presence of the γ'_1 , β'_1 e β_1 phases. After sweating in this alloy, observed the disappearance of the martensitic structure and the presence of stables α and γ_2 due to the eutectoid reaction occurred.

Key words: Monocrytalline and polycrystalline Cu-Al-Ni alloys; Structure; Composition.

¹ Contribuição técnica ao 11° Seminário de Metais Não Ferrosos, 1 a 3 de setembro de 2009, São Paulo, SP.

² Eng.º Metalúrgico, D.Sc., Ph.D., Professor Associado, UENF

³ Eng.º Metalúrgico, Mestrando, UENF

⁴ Eng.º Mecânico, D.Sc., Professor, UFCG

⁵ Eng.ª Metalúrgica, D.Sc., Ph.D., Professora Associada, UENF

⁶ Eng.ª Física, M.Sc., Doutoranda, UENF

1 INTRODUÇÃO

A descoberta das transformações martensíticas reversíveis em ligas à base de cobre, ouro, titânio e outros serviu como base para explicar a natureza de fenômenos termomecânicos, relacionados à recuperação de deformações, quando submetidos a carregamentos mecânicos ou variação de temperatura, como o efeito de memória de forma (EMF) e outros efeitos não elásticos (ENE). Os materiais que apresentam estes efeitos foram adotados pela engenharia e medicina em diversas aplicações.^(1,2)

Geralmente, as transformações martensíticas reversíveis ocorrem em ligas constituídas de fases intermetálicas metaestáveis, muitas vezes ordenadas, onde as transformações cristalograficamente reversíveis são acompanhadas pela pequena variação na energia livre dentro de um estreito intervalo de temperatura, no resfriamento e aquecimento das ligas, apresentando uma histerese térmica e a interface coerente ou semi-coerente entre as fases participantes, de alta temperatura e martensítica. Neste tipo de transformações, a rede da fase martensítica se acomoda à fase de alta temperatura, resultando em lamelas martensíticas macladas e devidamente orientadas no interior dos blocos da fase parente.⁽³⁾

Ultimamente, uma maior atenção têm sido dado às ligas do sistema Cu-Al-Ni com memória de forma as quais se apresenta como uma alternativa vantajosa sobre as ligas de Ti ou Cu-Zn e Cu-Zn-Al para grande número de aplicações industriais incluindo-se as industriais nucleares.⁽¹⁾ Apesar das ligas do sistema Cu-Al-Ni serem promissoras quanto às aplicações técnicas e científicas, ainda têm sido discretas as investigações que envolvem as alterações na estrutura e propriedades provenientes de tratamentos térmicos, de aquecimento e resfriamento.⁽⁴⁻⁸⁾

Visando o uso prático das ligas Cu-Al-Ni, a importância científica do presente trabalho consiste em ampliar o conhecimento geral destas ligas, ajudando a compreender os fenômenos ocorridos quando submetidas a um tratamento isotérmico à 800°C durante 40 horas.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A liga monocristalina foi fabricada a partir de uma tecnologia, desenvolvida pelo "Memory Crystals Group", na Universidade Técnica de São Petersburgo, Rússia. Esta liga foi produzida em forma de um lingote cilíndrico com aproximadamente 4mm de diâmetro e 200mm de comprimento (Figura 1) com orientação preferencial <001> e composição química nominal, fornecida pelo produtor, de Cu-13,7Al-4,2Ni (% em peso).



Figura 1. Lingote da liga monocristalina Cu-Al-Ni como recebida (L=200mm; Ø=4mm).

A liga policristalina de composição nominal Cu-13,7%Al-4%Ni (% peso), fornecida na forma de uma barra (Figura 2) foi desenvolvida no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) da Universidade Federal de Campina Grande (UFCG) através da técnica de fusão a plasma seguida de moldagem por injeção.^(9,10) O lingote da liga produzida foi tratado termicamente, por betatização a 850°C durante 15 minutos, seguido por têmpera em água à temperatura ambiente.



Figura 2. Barra da liga policristalina Cu-Al-Ni como recebida (25x25x5mm).

As amostras foram cortadas através do disco diamantado, utilizando o cortador mecânico MINITON, em seguida, embutidas a frio em epóxi, lixadas com lixas de granulometria de 600 mesh a 1.200 mesh e polidas com pasta de alumina de 1 μ m e 0,1 μ m. A fim de revelar a estrutura da liga monocristalina as amostras foram submetidas ao ataque químico numa solução contendo cloreto férrico (10 g), ácido clorídrico (30ml) e água destilada (120 ml), enquanto, as amostras da liga policristalina numa solução contendo ácido clorídrico (25%) e álcool etílico (75%).

O tratamento isotérmico (TI) das ligas foi realizado num forno mufla, à 800°C, durante 40 horas, com o resfriamento lento no interior do forno.

A caracterização quantitativa dos constituintes estruturais revelados na liga monocristalina foi feita a partir de micrografias, utilizando o método do padrão linear previamente calibrado no aumento de trabalho e o software de análise de imagem Scion Image. A quantificação da estrutura da liga policristalina foi feita com base nos padrões estruturais da ASTM.

A análise estrutural das ligas no estado inicial e após o tratamento térmico foi realizada através da microscopia ótica, utilizando os microscópios metalográficos modelo Olympus, Jenavert e Neophot.

Os ensaios de microdureza em escala Vickers das ligas foram realizados com o auxílio de um microdurômetro, modelo MHP-100, adaptado ao microscópio Neophot, aplicando uma carga constante de 30 g. Os valores de microdureza HV (kgf/mm²) foram calculados pela seguinte expressão:

$$HV = 1854 \frac{F}{d^2}$$

onde: F é a carga aplicada à amostra (g); d é a diagonal da impressão regular ou média de duas diagonais da impressão irregular (μ m); 1.854 é o coeficiente de correção de unidade.

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) junto com microanálise por EDS foi empregada para obter as imagens da estrutura das ligas em grandes aumentos e com um significativo contraste topográfico e de composição, bem como para identificar a composição química das ligas e determinar a distribuição dos elementos químicos presentes. A microanálise foi feita do modo integral e pontual, ao longo de uma linha e por mapeamento das ligas em raios-X característicos de Cu, Al e Ni. O microscópio eletrônico de varredura utilizado para análise estrutural das ligas foi JEOL, modelo JSM-6460 LV.

A análise por difração de raios-X foi feita com o objetivo de identificar as fases presentes nas ligas. Os equipamentos utilizados foram:

- o difratômetro, modelo Seifert URD-65, com radiação de Co-K α filtrada.
- o difratômetro, modelo Bruker-AXS D-5005, com radiação de Co-K α filtrada.
- o difratômetro, modelo DRON-2, com radiação de Cu-K α filtrada.

A identificação das fases foi feita através das características dos picos de difração (θ , d , I) fornecidas pelos difratogramas das ligas examinadas e comparadas com as fases padrões do banco de dados do programa JCPDS.

A microscopia de força atômica (MFA) foi feita com objetivo de estudar os constituintes estruturais de pequenas dimensões presentes na superfície de materiais e na avaliação da sua topografia em escala nanométrica. O estudo das ligas foi realizado no microscópio de força atômica, modelo NANOSCOPE 3D da Veeco Instruments, utilizando-se o modo de contato. O tratamento das micrografias obtidas foi feito com o auxílio do software Scanning Probe Microscopy WSxM.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A observação microscópica da liga monocristalina, no estado inicial, revela a estrutura constituída de lamelas martensíticas com diferentes orientações, visto nas seções transversal e longitudinal (Figura 3a). O TI não muda o caráter martensítico da liga (Figura 3b), porém altera os tamanhos das lamelas para valores menores comparado ao estado inicial. Além das martensitas, na estrutura da liga após o TI, foram observados os constituintes com morfologia específica que neste trabalho foram definidos como “estrelas”.

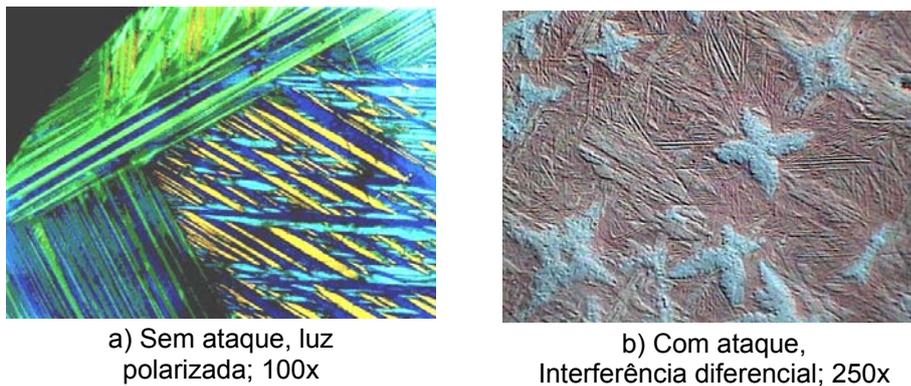


Figura 3. Microestrutura da liga monocristalina no estado inicial (a) e após o tratamento isotérmico (b).

No estado inicial, a espessura das lamelas martensíticas varia em um amplo intervalo, de $5 \mu\text{m}$ a $100 \mu\text{m}$. O comprimento das lamelas martensíticas (L) também é muito variável, tendo o tamanho médio de $L = 525 \mu\text{m}$, mas a maioria delas apresenta os tamanhos variados entre $400 \mu\text{m}$ e $600 \mu\text{m}$ (Figura 4a). Após o TI, a espessura das lamelas situa-se em um intervalo mais estreito de valores, de $2 \mu\text{m}$ a $15 \mu\text{m}$. Entretanto, o comprimento destas lamelas (L) é muito variável, de $10 \mu\text{m}$ a $110 \mu\text{m}$, tendo o tamanho médio de $L_m = 37 \mu\text{m}$, com a maioria apresentando os valores entre $20 \mu\text{m}$ e $50 \mu\text{m}$ (Figura 4b). A diagonal das “estrelas” (D) varia de $10 \mu\text{m}$ a $130 \mu\text{m}$, tendo o tamanho médio de $D_m = 47 \mu\text{m}$, com a maioria apresentando o tamanho entre $30 \mu\text{m}$ e $60 \mu\text{m}$ (Figura 4c).

De acordo com as observações microscópicas nas três seções ortogonais, a liga policristalina no estado inicial apresenta uma estrutura composta por grãos que diferem por seus tamanhos (Figura 5). Segundo o índice de tamanho de grão avaliado pelo método da ASTM ($N=2$), o tamanho médio do grão (d) foi determinado como sendo de $d = 0,1768 \text{ mm}$. Como pode ser visto (Figura 5), o interior dos grãos é composto por finas lamelas martensíticas cruzadas entre si.

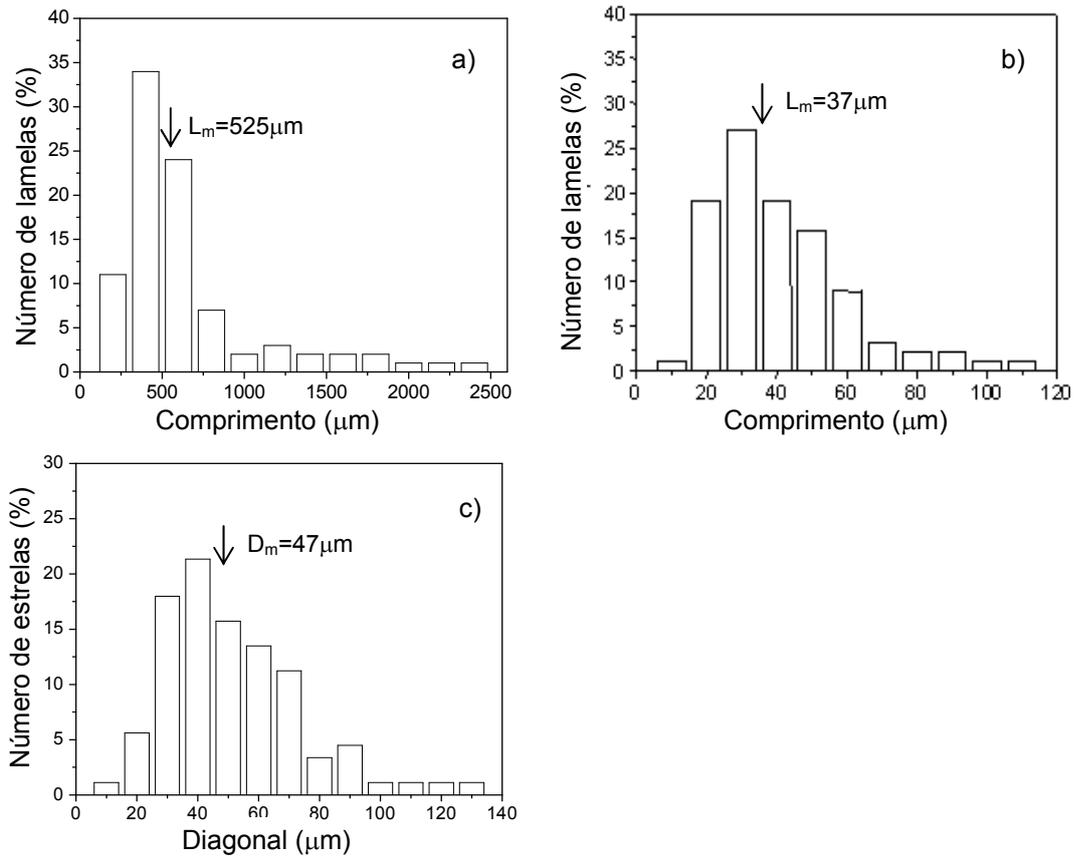


Figura 4. Comprimentos das lamelas na liga monocristalina no estado inicial (a) e após o tratamento térmico (b) e diagonais das “estrelas” (c).

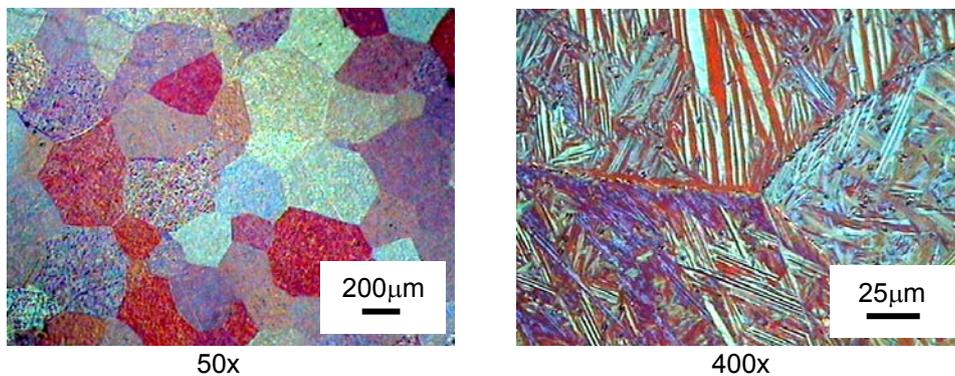


Figura 5. Aspecto microscópico da liga policristalina no estado inicial (com ataque; luz polarizada).

O TI mudou completamente a estrutura da liga policristalina (Figura 6): os grãos cresceram significativamente, tendo os tamanhos variados entre 250 μm e 3.100 μm, e as lamelas martensíticas no interior dos grãos desapareceram. Os grãos recristalizados apresentam a estrutura específica, composta por constituintes com morfologia específica que neste trabalho foram denominados de “folhas” e “veios”.

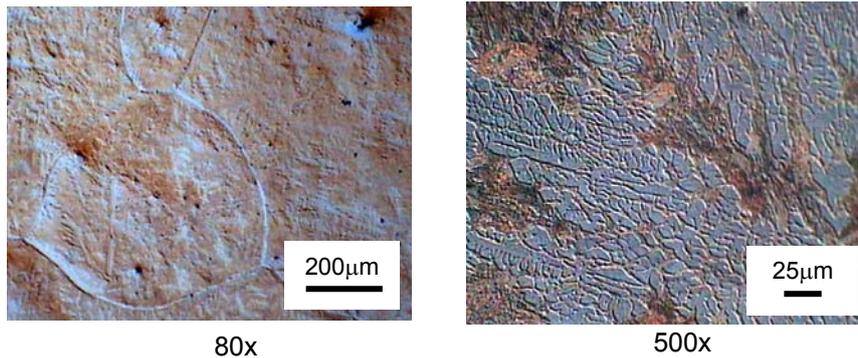


Figura 6. Aspecto microscópico da liga policristalina após o tratamento isotérmico (com ataque; interferência diferencial).

Na Figura 7 são apresentadas às micrografias da liga monocristalina obtidas por MFA junto com as variações de altura dos constituintes estruturais ao longo das linhas indicadas (perfis de rugosidade). Nestas micrografias as fases mais reativas à solução utilizada no ataque químico, representam as regiões mais profundas dos perfis de rugosidade. De acordo com estes perfis, as duas lamelas da liga, no estado inicial, com as espessuras de 5 μm e 3 μm , representam provavelmente duas fases martensíticas diferentes (Figura 7a), e as duas lamelas da liga isotermicamente tratada, com as espessuras de 6 μm e 4 μm , podem representar a mesma fase martensítica (Figura 7b).

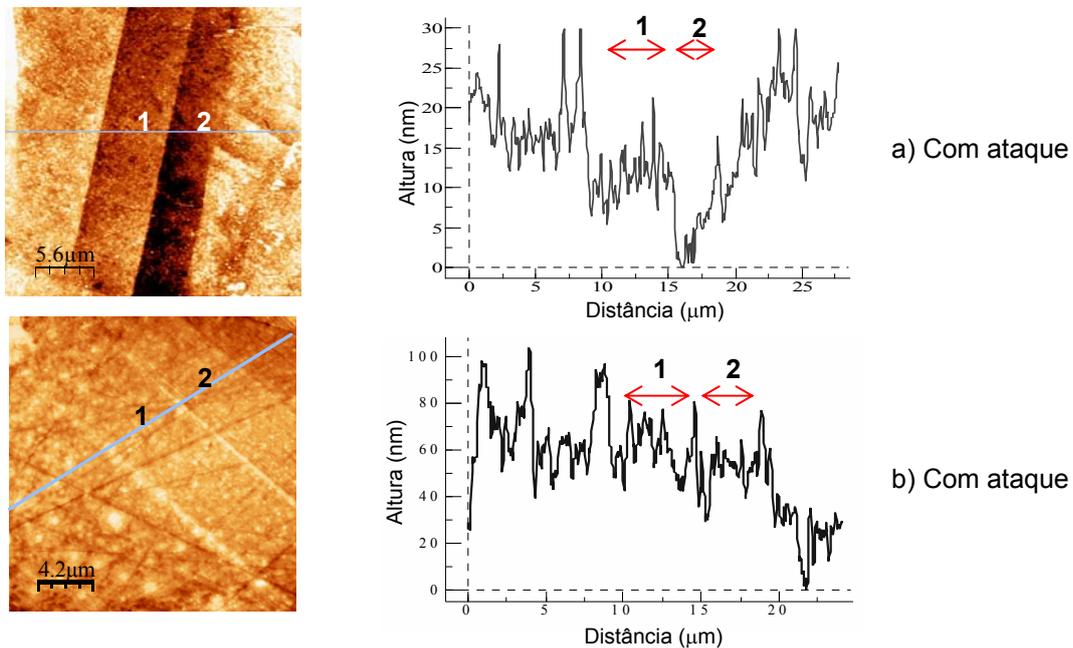


Figura 7. Micrografias e perfis de rugosidade da liga monocristalina no estado inicial (a) e após o tratamento isotérmico (b).

A análise por MFA da liga policristalina no estado inicial confirmou a estrutura martensítica dos grãos (Figura 8a). De acordo com o perfil de rugosidade, a espessura das lamelas martensíticas varia aproximadamente entre 2 μm e 8 μm . Após o TI confirma-se a presença de “folhas” e “veios” também observados na microscopia ótica, os quais são mais profundos devido ao ataque mais acentuado (Figura 8b).

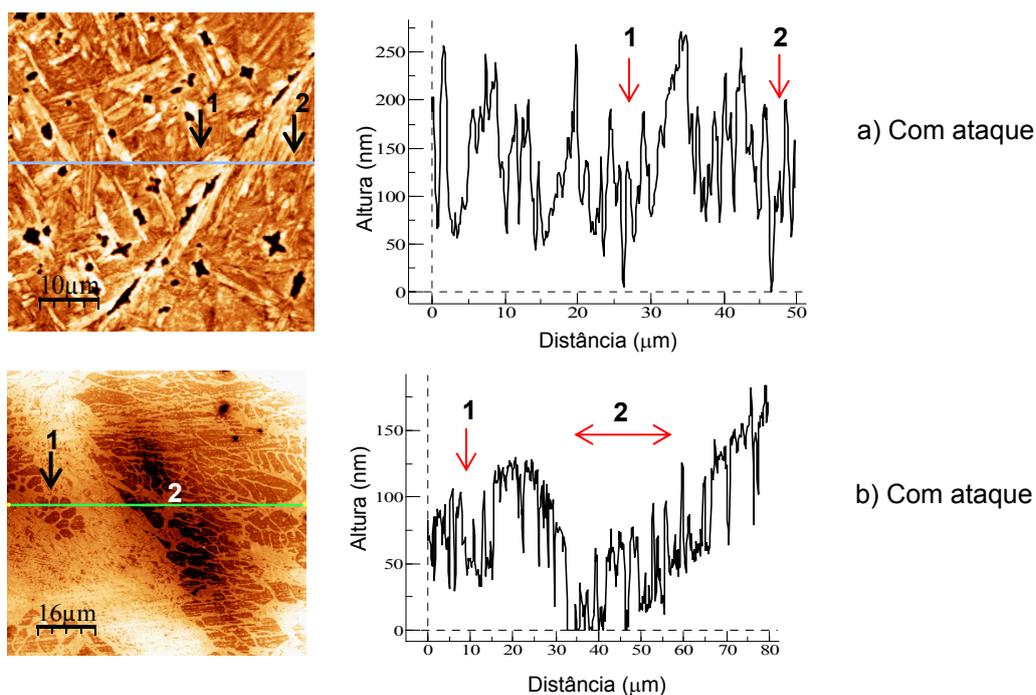


Figura 8. Micrografias e perfis de rugosidade da liga policristalina no estado inicial (a) e após o tratamento isotérmico (b).

Os testes de microdureza Vickers foram executados em diferentes regiões das seções transversais e longitudinais das ligas no estado inicial e após o TI. Os valores da microdureza tratados estatisticamente para se obter a média (HV), o desvio-padrão (σ) e o erro absoluto da medida (ϵ) são apresentados na Tabela 1.

Supõe-se que uma diminuição da microdureza da liga monocristalina após o TI ($230,4 \text{ kgf/mm}^2$) é atribuída aos efeitos associados às alterações estruturais e/ou ao alívio de tensões residuais ocorridos na liga durante o tratamento isotérmico.

É provável que o aumento no valor da microdureza da liga policristalina após o TI esteja associado à presença da fase γ_2 frágil (Cu_9Al_4) que endurece a liga.

Tabela 1. Microdureza HV (kgf/mm^2) da liga monocristalina e policristalina

Liga	Estado da liga	HV	σ (kgf/mm^2)	ϵ (kgf/mm^2)
Monocristalina	Inicial	315,8	24,8	47,5
	Após TI	230,4	38,5	75,5
Policristalina	Inicial	324,8	35,7	70,0
	Após TI	359,1	73,3	143,6

Na Figura 9 estão apresentadas as micrografias obtidas por MEV que mostram o contraste topográfico, por captação de elétrons secundários, e o contraste de composição, por captação de elétrons retroespalhados, da liga monocristalina no estado inicial e após o TI. A imagem da estrutura da liga no estado inicial (Fig. 9a), bem como após o TI (Figura 9b), apresenta um fraco contraste de composição, indicando uma possível uniformidade das fases presentes em coeficientes de emissão de elétrons retroespalhados, ou seja, em seus números atômicos médios. A homogeneidade química é confirmada pela microanálise por EDS, realizada em linha (Figura 10).

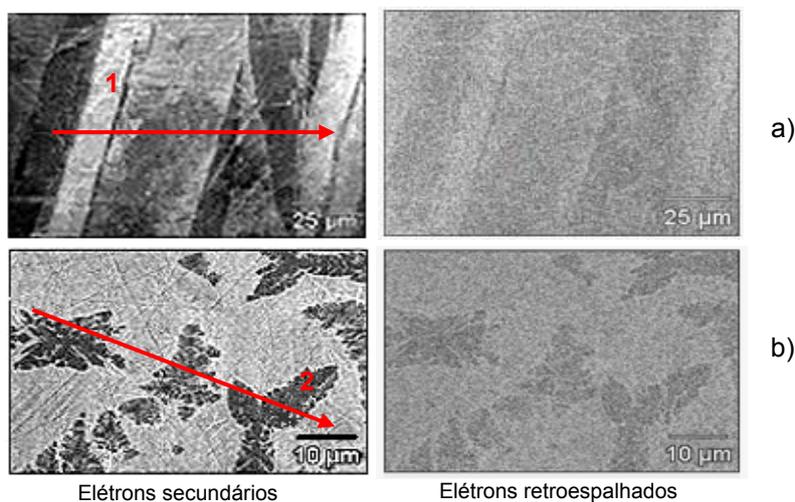


Figura 9. Micrografias por MEV em elétrons secundários e retroespalhados da liga monocristalina no estado inicial (a) e após o tratamento isotérmico (b).

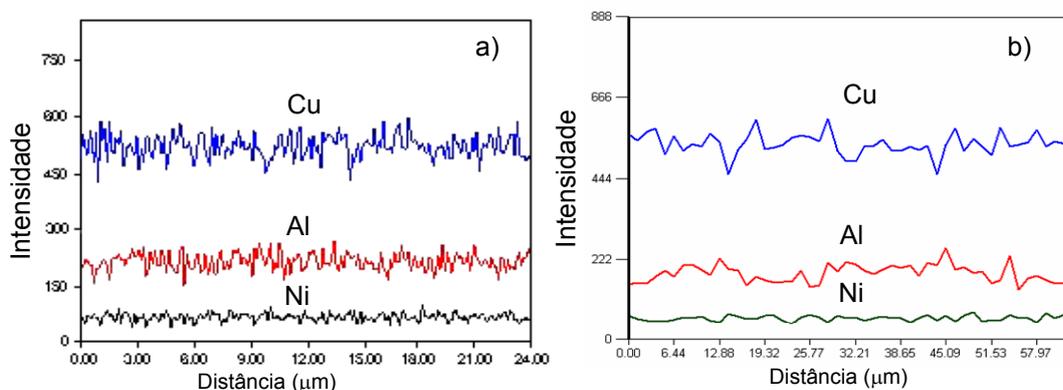


Figura 10. Microanálise por EDS em linha da liga monocristalina estado inicial (a) e após o tratamento isotérmico (b).

A determinação da composição química da liga monocristalina no estado inicial e após o TI foi realizada através da microanálise por EDS em pontos 1 e 2 indicados na Figura 9. Os espectros de emissão de raios-X característicos obtidos nestes pontos, apresentados na Figura 11, são idênticos e possuem as mesmas intensidades das respectivas séries espectrais de raios-X de Cu, Al e Ni.

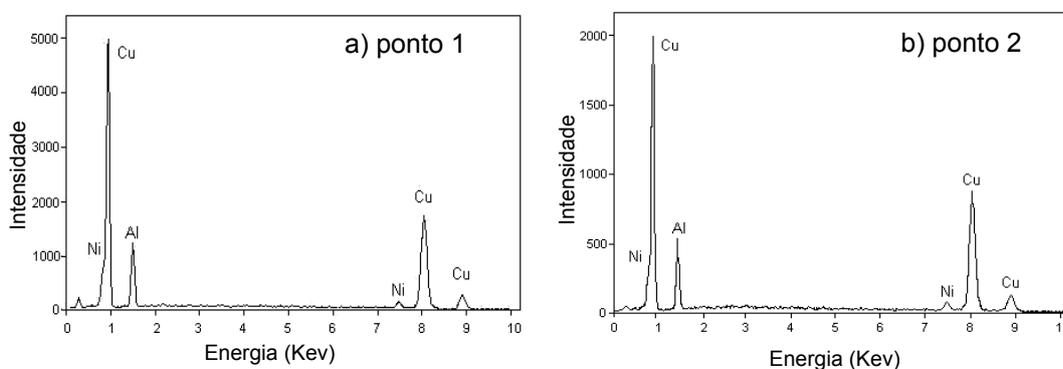


Figura 11. Espectros de emissão de raios-X característicos da liga monocristalina no estado inicial (a) e após o tratamento isotérmico (b).

Na Figura 12 estão apresentadas as micrografias obtidas por MEV. A imagem da estrutura da liga no estado inicial (Figura 12a), bem como após TI (Figura 12b), apresenta um fraco contraste de composição, indicando sobre uma possível uniformidade das fases presentes em composição química.

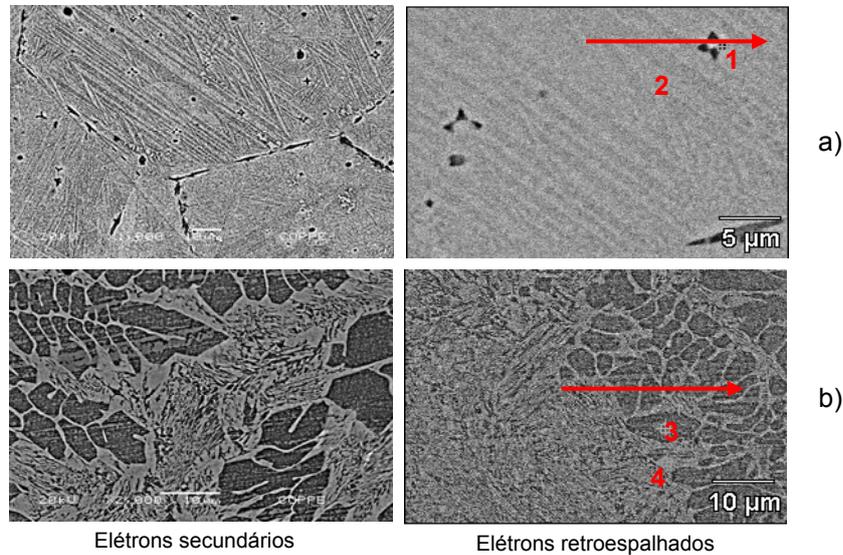


Figura 12. Micrografias por MEV em elétrons secundários e retroespalhados da liga policristalina no estado inicial (a) e após o tratamento isotérmico (b).

A microanálise por EDS realizada em linha, indicada na Figura 12a, que atravessa lamelas mertensíticas num grão confirmou a homogeneidade química da liga policristalina no estado inicial (Figura 13a). Entretanto, observa-se que após o TI há um aumento do teor de alumínio e uma diminuição do teor de cobre na região da liga onde estão presentes os constituintes na forma de folhas (Figura 13b).

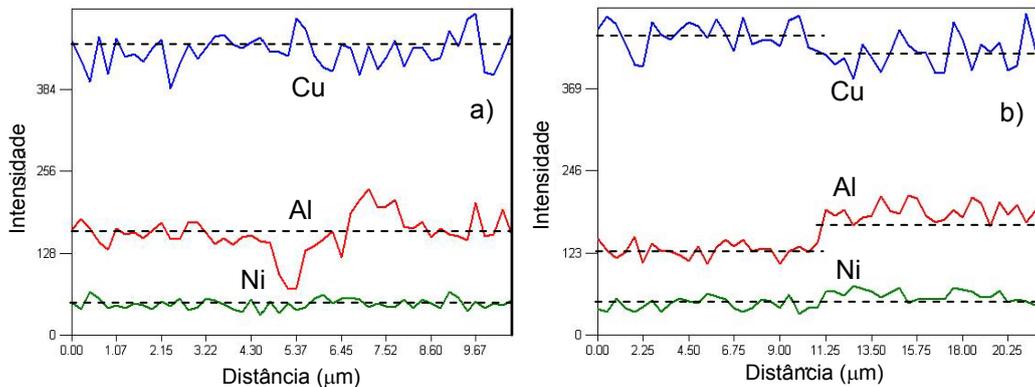


Figura 13. Microanálise por EDS em linha da liga policristalina no estado inicial (a) e após o tratamento isotérmico (b).

A composição química da liga policristalina foi determinada através da microanálise realizada em pontos (Figura 14), conforme indicado na Figura 12. Os espectros de emissão de raios-X característicos da liga policristalina no estado inicial obtidos nos pontos 1 e 2 (Figura 14a) são idênticos e possuem as mesmas intensidades das respectivas séries espectrais de raios-X de Cu, Al e Ni, confirmando a homogeneidade química desta liga. No entanto, após o TI verifica-se que o teor de alumínio no ponto 3, localizado numa célula da “folha”, é maior, comparando com o teor de alumínio no ponto 4, localizado fora da “folha” (Figura 14b).

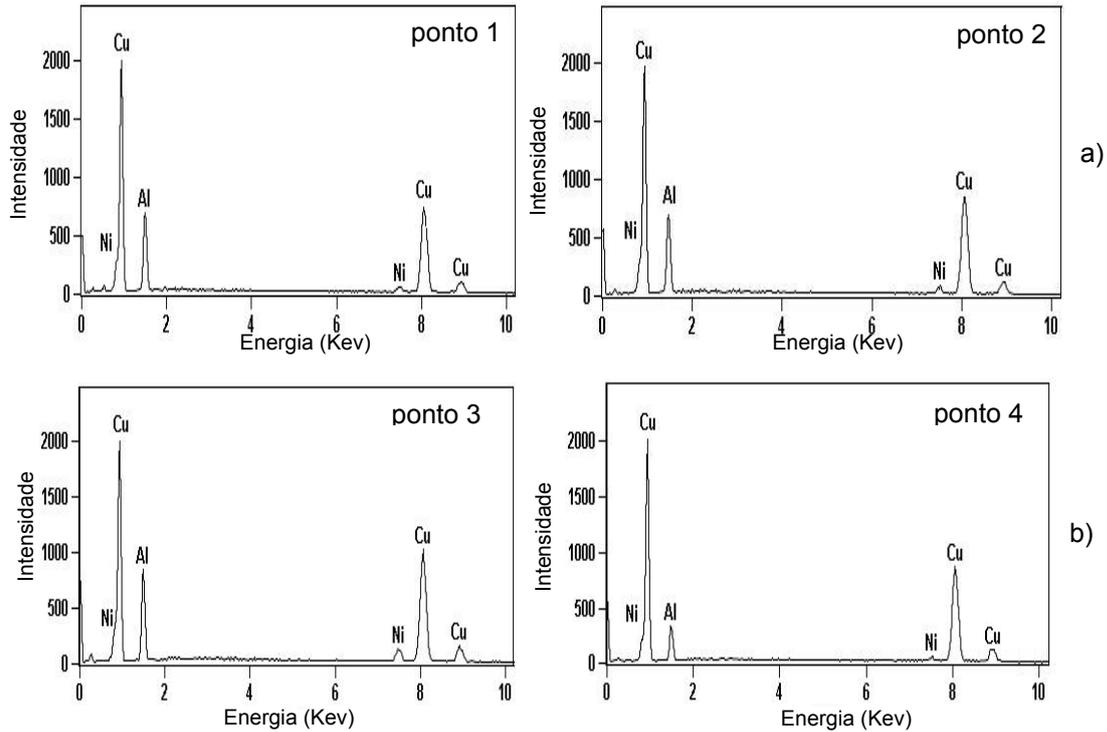


Figura 14. Espectros de emissão de raios-X característicos da liga policristalina: a) no estado inicial; b) após o tratamento isotérmico.

A Figura 15 mostra os difratogramas da liga monocristalina no estado inicial e após o TI. Os picos de difração identificados pertencem às seguintes fases metaestáveis (γ'_1 e R) e a fase de alta temperatura β_1 .

Além destes picos, é provável a presença da fase β estável não ordenada em fração volumétrica muito baixa na liga após o TI, devido às limitações cinéticas. Tendo em vista o aspecto microscópico da liga isotermicamente tratada (Figuras 3 e 9) com os constituintes estruturais na forma de “estrelas” presentes em pequena quantidade por unidade de área ($5 \times 10^{-3} \mu\text{m}^2$), supõe-se que estas “estrelas” representam a fase β residual. De acordo com os difratogramas apresentados verifica-se que o TI não modificou significativamente a composição física desta liga.

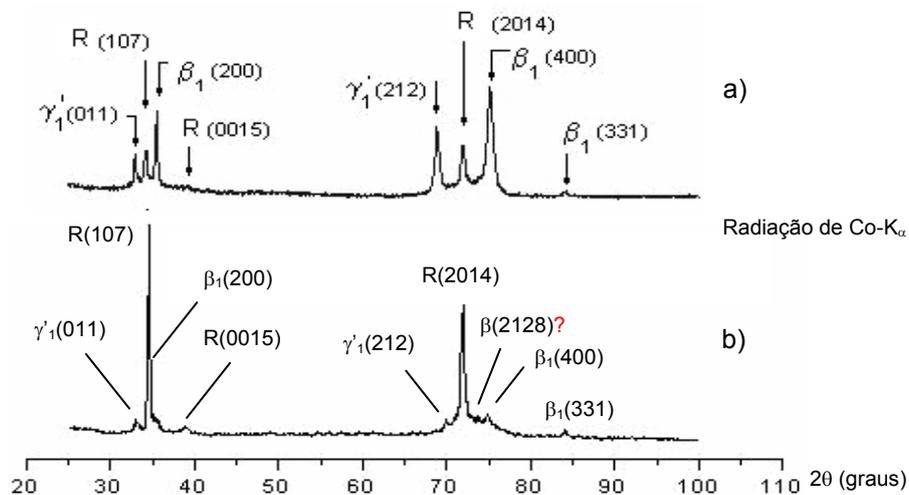


Figura 15. Difratogramas da liga monocristalina: a) no estado inicial; b) após tratamento isotérmico.

Na Figura 16a está apresentado o difratograma da liga policristalina no estado inicial com os picos de difração que pertencem às seguintes fases: martensítica γ'_1 ; martensítica β'_1 e de alta temperatura β_1 . De acordo com a intensidade dos picos mais intensos das fases identificadas, verifica-se que as fases γ'_1 e β'_1 estão presentes na liga em frações volumétricas equivalentes e são predominantes em relação à fase β_1 . Na Figura 16b está apresentado o difratograma da liga policristalina após o TI.

Verifica-se que o TI provocou a reação eutetóide com conseqüente formação das fases α e γ_2 . De acordo com a intensidade dos picos mais intensos das fases identificadas, constata-se que a fase γ_2 está presente na liga em frações volumétricas significativamente superiores à fase α .

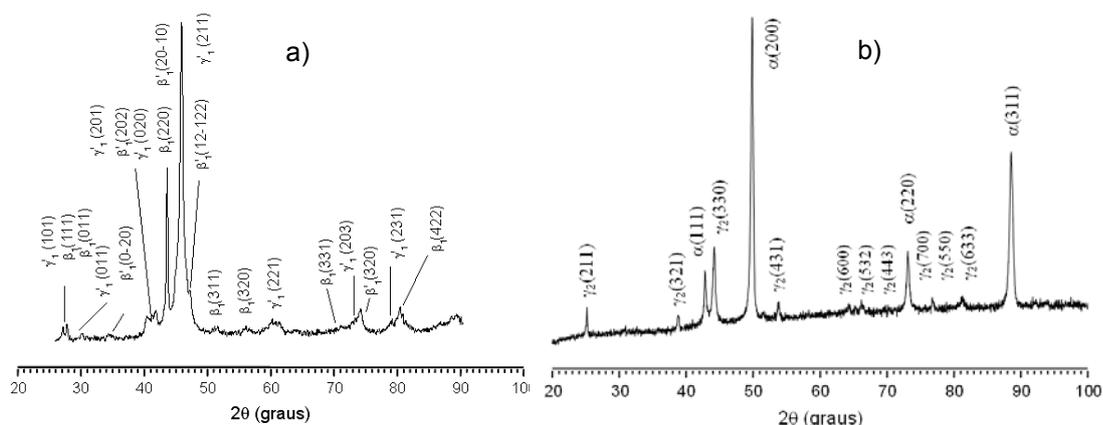


Figura 16. Difratograma da liga policristalina: a) no estado inicial; b) após TI (radiação de Cu-K α).

4 CONCLUSÃO

A liga monocristalina no estado inicial apresenta a estrutura martensítica com as fases β_1 de alta temperatura ordenada e γ'_1 e R martensíticas baseadas no composto intermetálico Cu₃Al, tendo alta homogeneidade química. Após o tratamento isotérmico, além dessas fases pode estar presente em pequena quantidade a fase β , se manifestando microscopicamente na forma de “estrelas”.

A liga monocristalina isotermicamente tratada apresenta uma diminuição no valor da microdureza de 315,8 HV a 230,4 HV, comparando com o estado inicial, devido aos efeitos associados às alterações estruturais e/ou ao alívio de tensões residuais.

A liga policristalina no estado inicial é composta por grãos de tamanho médio de 176,8 μm , com lamelas martensíticas cruzadas no seu interior, sendo constituída pelas fases β_1 de alta temperatura ordenada e γ'_1 e β'_1 martensíticas baseadas no composto intermetálico Cu₃Al, tendo alta homogeneidade química.

O tratamento isotérmico elimina a estrutura martensítica da liga policristalina, promovendo o crescimento dos grãos variados entre 250 μm e 3.100 μm e a formação das fases eutetóides estáveis α (solução sólida) e γ_2 (composto intermetálico Cu₉Al₄).

A liga policristalina isotermicamente tratada apresenta um aumento no valor da microdureza de 324,8 HV a 359,1 HV, comparando com o estado inicial, devido ao endurecimento da liga pela presença da fase γ_2 .

Como o efeito de memória de forma é associado às transformações martensíticas cristalograficamente reversíveis, supõe-se que o aquecimento prolongado a altas temperaturas não vai eliminar este efeito na liga monocristalina, mas sim na policristalina devido à presença das fases não martensíticas.

Agradecimentos

Os pesquisadores agradecem o apoio a esta pesquisa concedido pela FAPERJ, CAPES, CNPq e COPPE/UFRJ.

REFERÊNCIAS

- 1 GAMA, J.L.L. Transformação de fase em ligas de cobre com memória de forma. Tese de mestrado. Universidade Federal de Pernambuco. Pernambuco-Recife-Brasil. 124p. 2003.
- 2 OTSUKA, K., WAYMAN, C.M. Martensitic Transformations. In: PROCEEDING INTERNATIONAL CONFERENCE. ICOMAT, Monterey, 1125 p., 1992.
- 3 FERNANDES, F.M.B. Ligas com memória de forma. Lisboa: Universidade Nova de Lisboa, 2003.
- 4 PEREIRA, E.C. Influência de tratamentos termo-cíclicos sob Cargas na estrutura e propriedades das ligas monocristalinas à base de Cu-Al-Ni com efeitos não elásticos. Tese de Mestrado. Universidade Estadual do Norte Fluminense. 131p. 2006.
- 5 PEREIRA, E.C. Structure of a monocrystalline Cu-Al-Ni submitted to thermal cycling treatment under load. 21° Congresso da Sociedade brasileira de microscopia e microanálise – CSBMM Búzios Rio de Janeiro-Brasil. 2007.
- 6 MATLAKOVA, L.A., MATLAKOV, A.N., PEREIRA, E.S., RODRÍGUEZ, R.J.S., VYAKHKHI, I.E., PULNEV, S.A. Investigation of single-crystal alloy of Cu-Al-Ni system during thermal cycling. Science of Materials. V 2. p 12-16. 2005.
- 7 MATLAKHOVA, L.A., PEREIRA, E.C., MATLAKHOV, A.N., MONTEIRO, S.N., TOLEDO, R. Mechanical behavior and characterization of a monocrystalline Cu-Al-Ni subjected to thermal cycling treatments under load. Materials Characterization, p 1630-1637. 2008.
- 8 SILVA, R.J., MATLAKOVA, L.A., PEREIRA, E.C., MATLAKOV, A.N., MONTEIRO, S.N., RODRÍGUEZ, R.J.S. Thermal cycling treatment and structural changes in Cu-Al-Ni monocrystalline alloys. Materials Science Forum; V 514. n 516. p 692-696. 2006.
- 9 GOMES, A.A.C., REIS, R.P.B., SILVA, N.J., ARAÚJO, C.J. Caracterização de ligas com memória de forma fabricadas por fusão a plasma e moldagem por injeção. 63° Congresso Anual da ABM. Santos, SP, Brasil. CD-ROOM. p. 2680-2689. 2008.
- 10 SILVA, N.J., SILVA, M.M., GOMES A.A.C., ARAÚJO, C.J., SANTOS, M.A., GONZALEZ, C H. Influência do reprocessamento por plasma e da variação do tempo de tratamento térmico nas propriedades de uma liga Cu-Al-Ni com memória de forma. 17° Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBCIMAT. Foz do Iguaçu, PR, Brasil. CD-ROM. p. 5264-5275. 2006.