

# ESTRUTURA DE UMA LIGA MONOCRISTALINA Cu-Al-Ni SUBMETIDA AO AQUECIMENTO A ALTA TEMPERATURA<sup>1</sup>

Thiago de Oliveira Cruz<sup>2</sup>  
Anatoliy Nikolaevich Matlakhov<sup>3</sup>  
Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova<sup>4</sup>  
Sérgio Neves Monteiro<sup>5</sup>

## Resumo

A estrutura e a composição de uma liga monocristalina Cu-Al-Ni, no estado inicial e após o aquecimento, a 800 °C, durante 40 horas, foi estudada por microscopia ótica e eletrônica de varredura, bem como por microanálises de EDS e difração de raios-X. A liga no estado inicial contém 82,22% de Cu, 13,51% de Al e 4,27% de Ni (em peso). Mostrou-se homogeneidade química da liga tanto no estado inicial como após o aquecimento. O tratamento isotérmico não mudou a composição física da liga, apresentada por fases  $\beta''$  e  $\gamma'_1$  martensíticas e fase  $\beta_1$  de alta temperatura que baseiam-se no mesmo composto intermetálico  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ . Na liga inicial, as fases  $\beta''$ ,  $\gamma'_1$  e  $\beta_1$  estão presentes em proporções relativamente próximas, enquanto, na liga aquecida, a fase  $\beta''$  martensítica é predominante. Foi observada a alteração na microestrutura da liga que após o aquecimento é composta por martensita de menores tamanhos.

**Palavras-chave:** Liga monocristalina Cu-Al-Ni; Estrutura; Composição.

## STRUCTURE OF THE MONOCRYSTALLINE Cu-Al-Ni ALLOY SUBMITTED TO HEATING ON HIGH TEMPERATURE

### Abstract

A structure and a composition of one monocrystalline Cu-Al-Ni alloy, in it's initial state and after heating by 800°C during 40 hours, were studied by optical and scanning electron microscopies, as well as microanalysis EDS and X-ray diffraction tests were performed. The alloy contains 82,22% Cu, 13,51% Al and 4,27% Ni (in weight), on it's initial state. It was shown the chemical homogeneity of the alloy on it's initial state and after heating. The isothermal treatment has not change the phase composition of the alloy, presented by martensitic phases  $\beta''$  and  $\gamma'_1$  and the high temperature phase  $\beta_1$ , based on the same intermetallic compound  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ . On the initial state alloy, the phases  $\beta''$ ,  $\gamma'_1$  and  $\beta_1$  are present in relatively close proportions, while, on the heated alloy, the martensitic  $\beta''$  phase is predominant. It was observed some alteration on the microstructure of the heated alloy, which is compound by smaller size martensitic, after heating.

**Key words:** Monocrystalline Cu-Al-Ni alloy; Structure; Composition.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

<sup>2</sup> Graduando do LAMAV/CCT/UENF, thiolic@yahoo.com.br

<sup>3</sup> Eng.º Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professor Associado, LAMAV/CCT/UENF, anatoli@uenf.br

<sup>4</sup> Eng.ª Metalúrgica, M.Sc., Ph.D., Professora Associada, LAMAV/CCT/UENF, lioudmila@uenf.br

<sup>5</sup> Eng.º Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Professor Titular, LAMAV/CCT/UENF, sergio.neves@ig.com.br  
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).

## 1 INTRODUÇÃO

A descoberta das transformações martensíticas reversíveis em ligas à base de cobre,<sup>[1-3]</sup> de ouro, titânio e outros<sup>[4,5]</sup> serviu como base para explicar a natureza de efeitos “anômalos”, como o efeito de memória de forma e outros efeitos não elásticos. Os materiais que apresentam estes efeitos foram adotados pela engenharia e medicina em diversas aplicações.<sup>[4-6]</sup>

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.<sup>[3]</sup>

Ultimamente, a maior atenção tem sido dada às ligas monocristalinas com as transformações martensíticas reversíveis que mostram maiores parâmetros do efeito de memória de forma e dos efeitos não elásticos, bem como maior resistência ao acúmulo de deformação elástica não reversível.<sup>[4]</sup> Entre estas, se destacam as ligas monocristalinas de Cu-Al-Ni com altos parâmetros do efeito de memória de forma (EMF), sem sofrer fragilização durante o tratamento térmico aplicado, de boa formabilidade e plasticidade.<sup>[4,5]</sup>

Para realizar o EMF em regime repetitivo, as ligas monocristalinas requerem múltiplos ciclos de aquecimento e resfriamento num intervalo de temperatura, incluindo as temperaturas críticas de transformações martensíticas reversíveis, o que resulta em alterações da estrutura e dos parâmetros do EMF.<sup>[4,5]</sup>

Visando as alterações a serem ocorridas durante os tratamentos cíclicos de ligas monocristalinas de Cu-Al-Ni e os parâmetros de EMF dependentes do estado estrutural das ligas, no presente trabalho, uma maior atenção foi dada a caracterização da estrutura, composição química e física de uma liga monocristalina Cu-Al-Ni tanto no estado inicial como após o aquecimento prolongado a 800 °C.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

No presente trabalho, foi estudada uma liga monocristalina de Cu-Al-Ni, fabricada a partir de uma tecnologia, desenvolvida pelo "Memory Crystals Group", na Universidade Técnica de São Petersburgo, Rússia [6]. A liga produzida em forma de um lingote cilíndrico possui aproximadamente 4 mm de diâmetro e 200 mm de comprimento (Figura 1), com orientação preferencial <001> e composição química, fornecida pelo produtor, de Cu-13,7%Al-4,2%Ni (em peso).



**Figura 1.** Lingote de uma liga monocristalina Cu-Al-Ni como recebida.

O lingote fornecido foi transversalmente cortado através de disco diamantado para as amostras de 5 mm de altura que, em seguida, foram lixadas com lixas de 600 a 1200 mesh, polidas com pastas de alumina de 1  $\mu\text{m}$  e 0,1  $\mu\text{m}$  e submetidas, ou não, ao ataque químico em solução aquosa de cloreto férrico e ácido clorídrico.

O tratamento isotérmico da liga foi realizado num forno mufla, à temperatura de 800 °C, durante 40 horas, com o resfriamento lento no interior do forno.

A liga foi submetida também ao aquecimento dinâmico, com a taxa de aquecimento de 10 °/min, em fluxo corrente do ar, utilizando um equipamento de análise térmica diferencial (DTA), modelo SDT-2960.

A estrutura da liga no estado inicial e após o aquecimento foi estudada em suas seções transversais e longitudinais, utilizando o microscópio ótico, modelo NEOPHOT-32, e o microscópio eletrônico de varredura, modelo JEOL-JSM-6460.

A caracterização quantitativa dos constituintes estruturais presentes na liga foi feita a partir de imagens captadas pela videocâmera, acoplada ao microscópio ótico, e tratadas por meio de software de analisador de imagens SCION IMAGE-4032.

Os ensaios de microdureza Vickers da liga foram realizados com o auxílio de um microdurômetro, modelo MHP-100, adaptado ao microscópio ótico e aplicando uma carga constante de 30 g. Os valores de microdureza ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ ) foram calculados pela seguinte expressão:

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

onde: F é a carga aplicada à amostra (g); d é a diagonal da impressão ( $\mu\text{m}$ ).

A densidade da liga foi medida através da pesagem hidrostática em água destilada, utilizando uma balança analítica SCALTEC com precisão de 0,0001 g. Os valores da densidade da liga ( $\text{g}/\text{cm}^3$ ) foram calculados pela seguinte expressão [7]:

$$\rho = \frac{G_{ar}(\rho_{ag} - \rho_{ar})}{G_{ar} - G_{ag}} + \rho_{ar}$$

onde:  $G_{ar}$  é o peso da amostra no ar (g);  $G_{ag}$  é o peso da amostra na água (g);  $\rho_{ar}$  é a densidade do ar ( $\text{g}/\text{cm}^3$ );  $\rho_{ag}$  é a densidade da água ( $\text{g}/\text{cm}^3$ ).

A composição química e a distribuição de elementos químicos em diferentes regiões da liga no estado inicial e após o aquecimento foram determinadas pela técnica de espectrometria de energia dispersiva (EDS), incluindo microanálise feito de modo integral, pontual e ao longo de uma linha e mapeamento da liga em raios-X característicos de Cu, Al e Ni.

A análise difratométrica da liga no estado inicial e após o aquecimento foi realizada num difratômetro, modelo Bruker-AXS D-5005, equipado com espelho de Goebel para feixe paralelo de raios-X, nas seguintes condições de operação: a radiação de  $\text{Co-K}_\alpha$  filtrada; a faixa de varredura de ângulo  $2\theta$  entre 25° e 100°, com um passo angular do goniômetro de 0,02°; o tempo de contagem de raios-X difratados de 1,0 segundo.

A determinação das características espectrais dos difratogramas e a identificação das fases presentes na liga foram realizadas com o auxílio dos programas de APX e JCPDS.

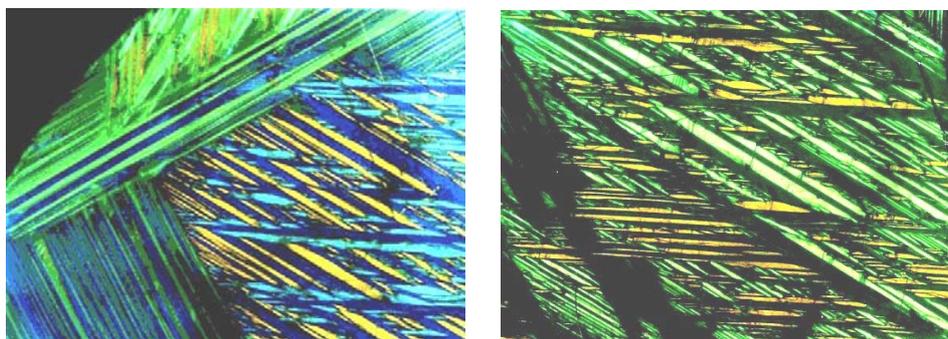
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As observações microscópicas da liga como recebida (estado inicial) revelam a estrutura martensítica típica com grossas lamelas inteiramente macladas e devidamente orientadas dentro dos blocos martensíticos, Figura 2 a). A espessura de lamelas martensíticas nos blocos varia em um amplo intervalo de 5 a 100  $\mu\text{m}$  [8]. O comprimento das lamelas martensíticas (L) também é muito variável, tendo o tamanho médio de  $L_m=525 \mu\text{m}$ , mas a maioria delas apresenta os tamanhos variados entre 400 e 600  $\mu\text{m}$ , Figura 3 a).

O tratamento térmico de aquecimento/resfriamento não muda o carácter martensítico da liga, Figura 2b, porém altera os tamanhos das lamelas de martensita para menores valores comparando com o estado inicial da liga. Na liga termicamente tratada, a espessura das lamelas situa-se em um intervalo mais estreito de valores, aproximadamente, de 2 a 15  $\mu\text{m}$ , e o comprimento da maioria das lamelas encontra-se em um intervalo entre 20 e 50  $\mu\text{m}$ , tendo o tamanho médio de  $L_m=37 \mu\text{m}$ , Figura 3 b).

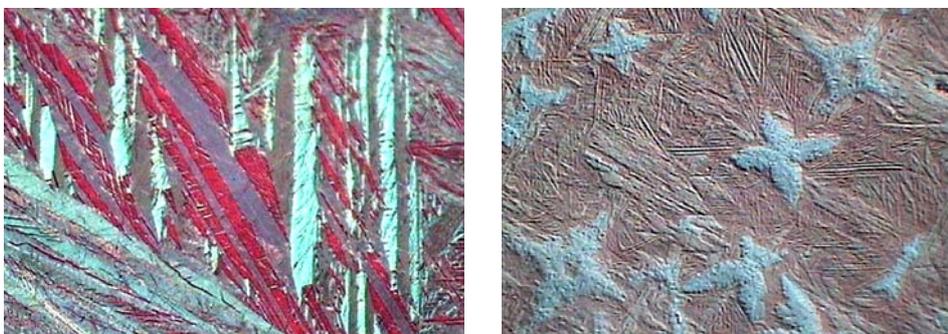
Além da martensita, na estrutura da liga submetida ao tratamento térmico de aquecimento/resfriamento podem ser observados os constituintes da forma específica que nós definimos como “estrelas”, Figura 2 b). As “estrelas” são uniformemente distribuídas na liga, a maioria delas tem a diagonal (D) variada entre 30 e 70  $\mu\text{m}$  e o tamanho médio de  $D_m=47 \mu\text{m}$ , Figura 3 c).

a) Estado inicial (sem ataque)



Luz polarizada; 100x

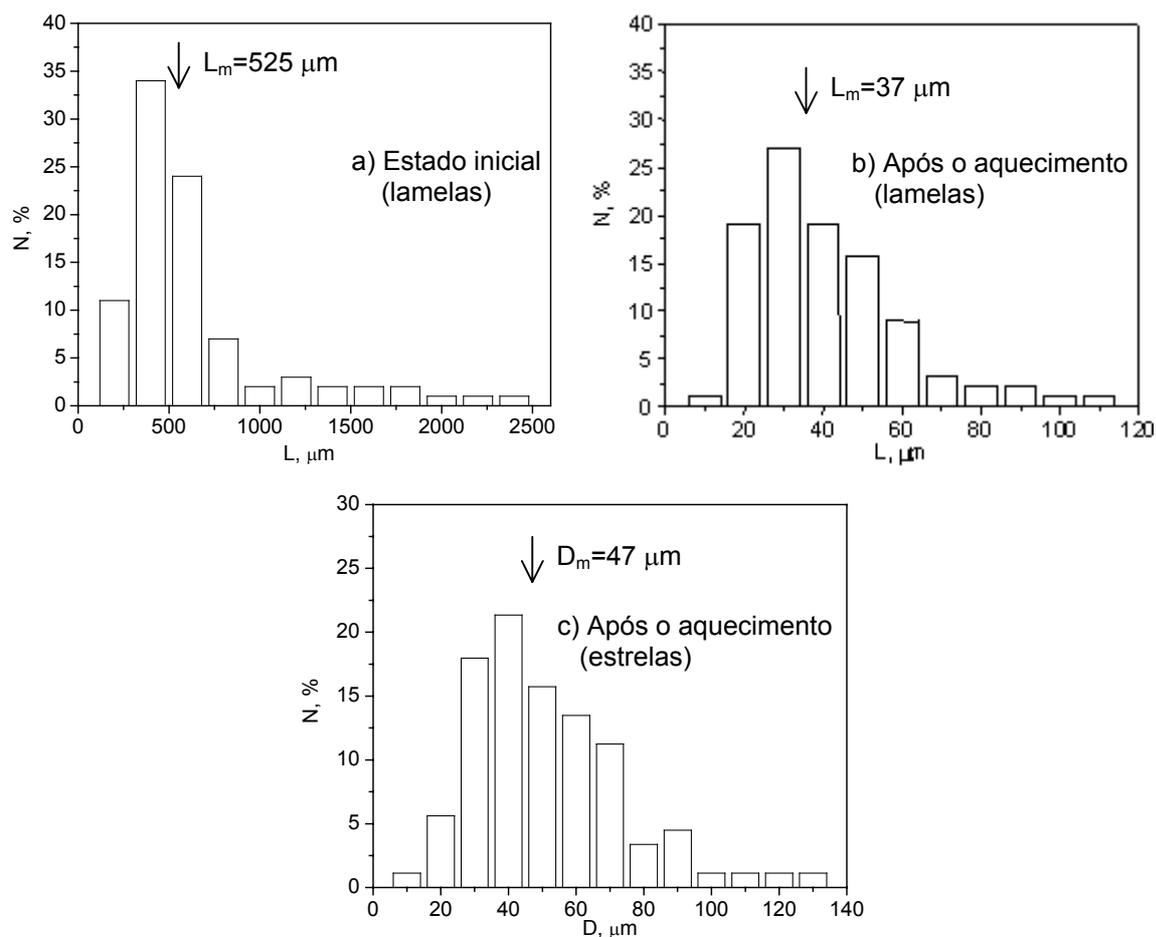
b) Após o aquecimento (ataque com o cloreto férrico)



Luz polarizada; 630x

Interferência diferencial; 250x

**Figura 2.** Microestrutura da liga no estado inicial (a) e após o aquecimento (b).



**Figura 3.** Distribuição dos constituintes estruturais por seus tamanhos na liga no estado inicial (a) e após o aquecimento (b,c).

Os ensaios de microdureza executados em distintas regiões das seções transversais e longitudinais das amostras não revelaram uma diferença essencial entre os valores médios da microdureza da liga no estado inicial<sup>[8]</sup> e após o tratamento térmico, de acordo com o desvio-padrão ( $\sigma$ ) e o erro da medida ( $\varepsilon$ ), Tabela 1. Suponha-se que uma diminuição de microdureza da liga termicamente tratada é atribuída aos efeitos associados às alterações estruturais ocorridas na liga durante o aquecimento e/ou ao relaxamento parcial de tensões residuais.

Os testes por microdureza de “estrelas” presentes na estrutura da liga aquecida não forneceram valores que sejam diferentes do fundo martensítico.

Em geral, a liga tanto no estado inicial, como após o tratamento térmico apresenta elevada microdureza característica para um composto intermetálico.

**Tabela 1.** Microdureza (HV) da liga no estado inicial e após o aquecimento.

Estado da liga	HV (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\varepsilon$ (kgf/mm <sup>2</sup> )
Inicial	305,0	10,8	21,2
Após o aquecimento	230,4	38,5	75,5

Na Tabela 2 estão apresentados os dados do tratamento estatístico dos resultados obtidos na medida, por pesagem hidrostática, da densidade da liga no

estado inicial e após o aquecimento. Como a densidade da liga no estado inicial foi medida em cinco amostras de diferentes comprimentos,<sup>[8]</sup> o intervalo de confiança é mais estreito comparando ao intervalo de confiança da medida da densidade da liga aquecida feita cinco vezes em uma única amostra. De acordo com a dispersão dos valores em torno da média, conclui-se que, após o aquecimento, a densidade da liga praticamente não alterou, sendo próxima à densidade da liga no estado inicial e à densidade da liga Cu-Al-Ni encontrada na literatura.<sup>[5,6]</sup>

**Tabela 2.** Densidade ( $\rho$ ) da liga no estado inicial e após o aquecimento.

Estado da liga	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	$\sigma$ (g/cm <sup>3</sup> )	$\varepsilon$ (g/cm <sup>3</sup> )
Inicial	7,15	0,04	0,08
Após o aquecimento	7,22	0,11	0,21

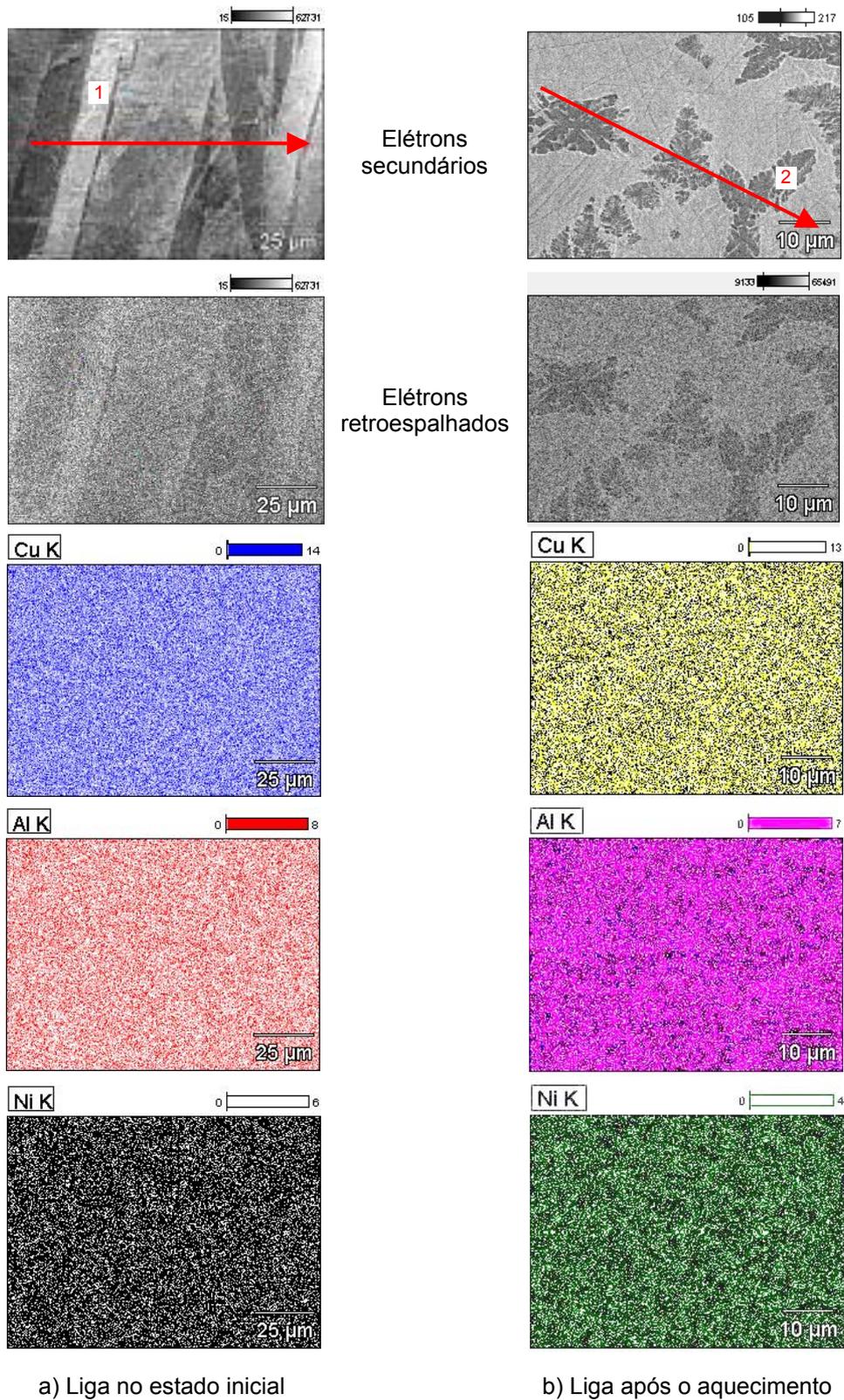
Na Figura 4 estão apresentadas as micrografias obtidas por MEV que mostram o contraste topográfico, por elétrons secundários, e o contraste de composição, por elétrons retroespalhados, da liga no estado inicial e após o aquecimento. A estrutura da liga no estado inicial possui um fraco contraste de composição, indicando sobre a uniformidade das fases presentes em coeficientes de emissão de elétrons retroespalhados, ou seja, em seus números atômicos médios. Na liga submetida ao aquecimento, um significativo contraste de número atômico aparece entre as lamelas martensíticas e as "estrelas" que pode ser atribuído a uma diferença em composição química destes constituintes estruturais.

Entretanto, a análise por mapeamento em raios-X característicos de Cu, Al e Ni não revelou nenhuma heterogeneidade química da liga tanto no seu estado inicial como após o aquecimento, Figura 4. Nos mapas de raios-X da superfície da liga aquecida, as "estrelas" são invisíveis e não distinguem-se por sua composição química do campo martensítico.

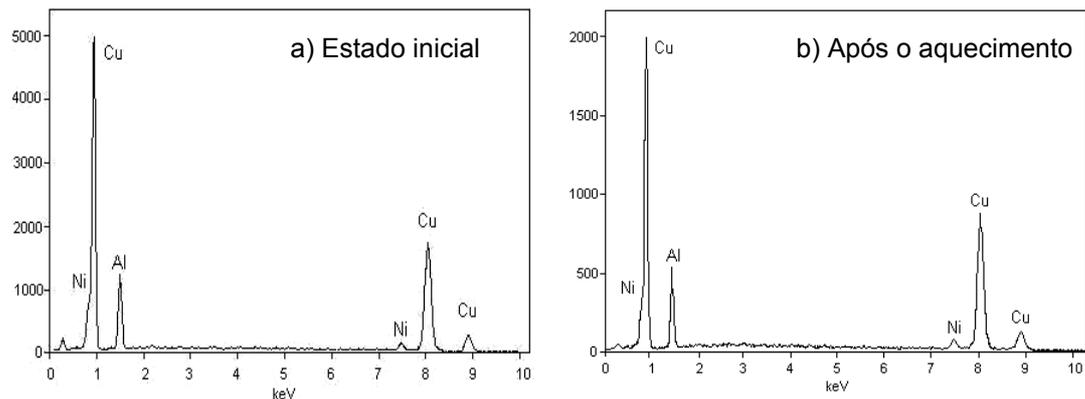
A composição química da liga no estado inicial e após o aquecimento foi estudada através de microanálise feita de modo integral e pontual em várias regiões da superfície da liga, incluindo as "estrelas". Todos os espectros de emissão de raios-X registrados são idênticos para qualquer região, apresentando a mesma relação entre as intensidades dos picos de raios-X característicos de Cu-K, Al-K e Ni-K, o que prova a homogeneidade química da liga. Na Figura 5 estão apresentados os espectros de emissão de raios-X para o ponto 1 da liga no estado inicial e para o ponto 2 da liga após o aquecimento, indicados na Figura 4.

Os resultados da microanálise semiquantitativa, referentes à composição química da liga no estado inicial e após o aquecimento, estão apresentados na Tabela 3, junto com os valores médios de concentração de Cu, Al e Ni na liga.

A microanálise feita de modo de varredura ao longo de uma linha (indicada na Figura 4), que atravessa as lamelas martensíticas e "estrelas", também não revelou a heterogeneidade química da liga tanto no estado inicial como após o aquecimento. Uma oscilação de intensidade de raios-X de Cu, Al e Ni, Figura 6, é associada ao fenômeno de desfocalização do feixe eletrônico quando passa de um constituinte estrutural ao outro.



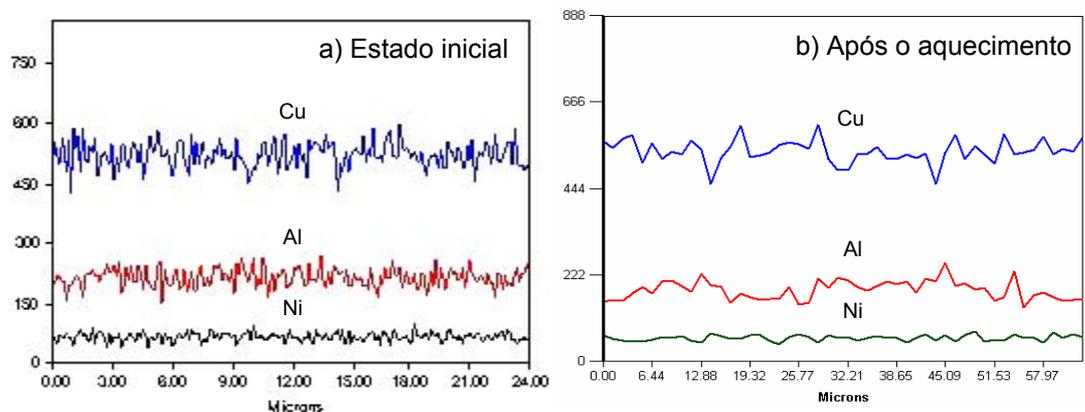
**Figura 4.** Microestrutura e mapas em raios-X de Cu, Al e Ni da liga no estado inicial (a) e após o aquecimento (b).



**Figura 5.** Espectros de emissão característica de raios-X da liga no estado inicial (a) e após o aquecimento (b)

**Tabela 3.** Análise semiquantitativa por EDS da composição química da liga no estado inicial e após o aquecimento.

Estado da liga	Cu		Al		Ni	
	% mas.	% at.	% mas.	% at.	% mas.	% at.
Inicial	82,22 ± 0,89	69,29 ± 0,79	13,51 ± 0,24	26,82 ± 0,37	4,27 ± 0,37	3,89 ± 0,35
Após o aquecimento	83,44 ± 0,77	71,38 ± 0,82	12,20 ± 0,23	24,58 ± 0,34	4,36 ± 0,30	4,04 ± 0,33
Média	82,8	70,3	12,9	25,7	4,3	4,0



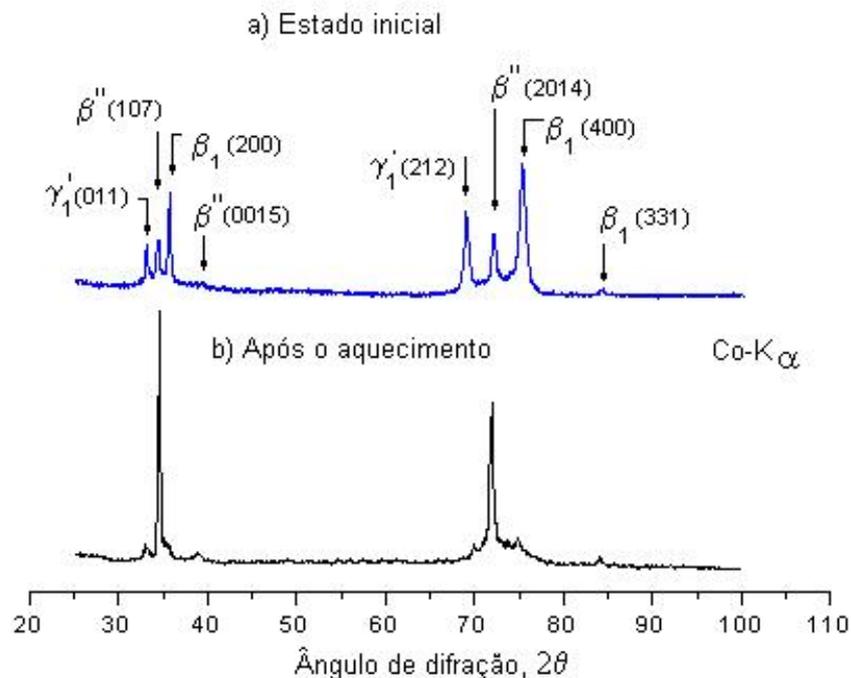
**Figura 6.** Variação de intensidade de emissão característica de raios-X ao longo da linha X para a liga no estado inicial (a) e após o aquecimento (b).

A Figura 7 mostra os difratogramas da liga no estado inicial e após o aquecimento, a 800 °C, durante 40 horas, que apresentam os picos de difração identificados como pertencentes a seguintes fases: os picos (011) e (212) da fase martensítica  $\gamma'_1$  que possui a rede hexagonal de ordenação atômica do tipo  $\text{Cu}_3\text{Ti}$ ; os picos (107), (0015) e (2014) da fase martensítica  $\beta''$  que possui a rede romboédrica; os picos (200), (400) e (331) da fase de alta temperatura  $\beta_1$  que possui a rede cúbica do corpo centrado de ordenação atômica do tipo  $\text{BiF}_3$ .<sup>[9,10]</sup>

De acordo com a relação das intensidades dos picos das fases identificadas, na estrutura da liga no estado inicial, todas as fases estão presentes em proporções

relativamente próximas, enquanto, na liga submetida ao aquecimento, a fase  $\beta''$  martensítica é predominante em relação às fases  $\gamma'_1$  martensítica e  $\beta_1$  de alta temperatura.

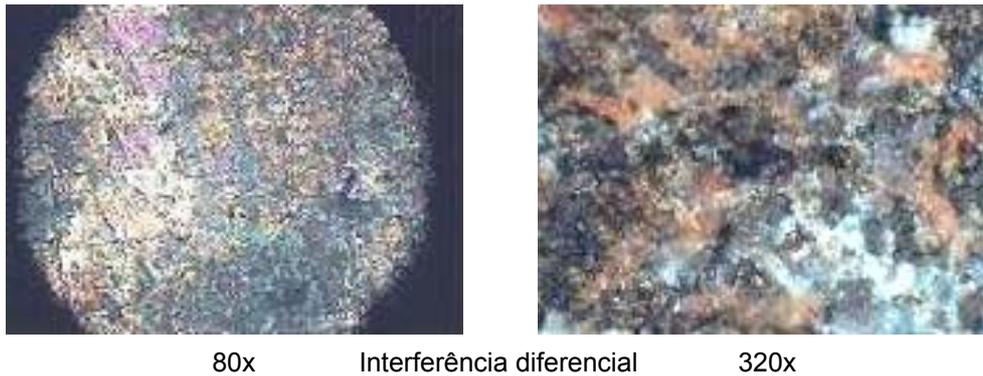
Tendo em vista a composição química invariável, correspondente à concentração atômica de 70,3%Cu-25,7%.Al-4,0%Ni, e a homogeneidade química da liga tanto no estado inicial, como após o aquecimento (Tabela 3; Figura 4 e 6), supõe-se que as fases identificadas baseiam-se no mesmo composto intermetálico  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  (69,2%at.Cu e 30,8%at.Al) e o níquel está incorporado nas redes cristalinas destas fases.



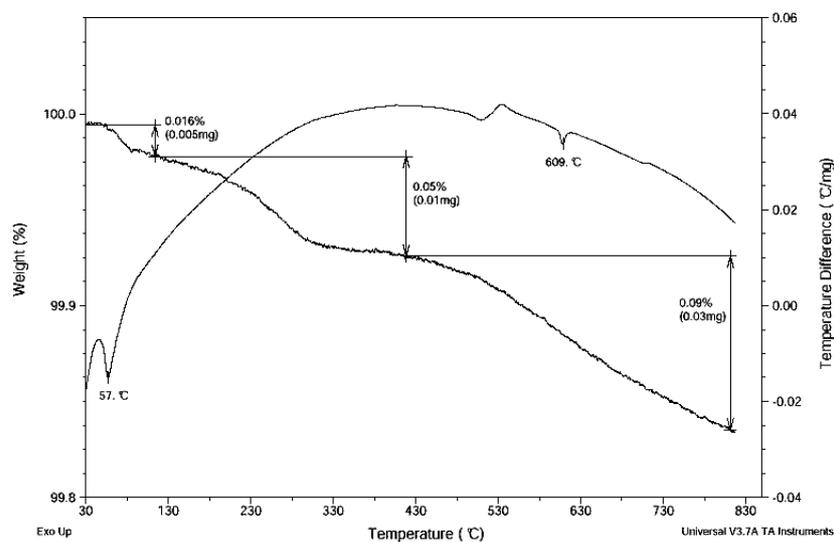
**Figura 7.** Difratogramas da liga no estado inicial (a) e após o aquecimento (b).

A liga aquecida no ar atmosférico a 800 °C, durante 40 horas, apresentou alta resistência à oxidação sem evidências significativas de formação dos produtos de corrosão. As observações microscópicas mostraram, Figura 8, que apenas um fino filme descontínuo de óxido opticamente visível devido a cores de interferência está presente na superfície da liga. A pesagem da amostra antes e depois do aquecimento revelou uma perda de massa da liga, determinada como sendo de  $\Delta m=0,21\%$ .

A análise térmica diferencial confirmou a perda de massa da liga, durante o aquecimento dinâmico em fluxo corrente do ar até a temperatura de 800 °C, determinada como sendo de  $\Delta m=0,16\%$ , Figura 9. Supõe-se que a liga perde sua massa em consequência da oxidação do composto intermetálico  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  para, preferencialmente, o óxido cúprico (CuO), o qual acima de 500 °C apresenta altas pressões de seus vapores.<sup>[11]</sup>



**Figura 8.** Aspecto microscópico da superfície da liga aquecida no ar, a 800 °C, durante 40 horas.



**Figura 9.** Curvas de análise térmica diferencial da liga aquecida no regime dinâmico em fluxo corrente do ar até 800 °C.

#### 4 CONCLUSÕES

A composição química da liga no estado inicial corresponde a 82,22%Cu-13,51%Al-4,27%Ni (em peso) e praticamente não altera-se após o aquecimento da liga, a temperatura de 800 °C, durante 40 horas, no ar atmosférico (83,44%Cu-12,20%Al-4,36%Ni).

A liga tanto no estado inicial como após o aquecimento apresenta-se quimicamente homogênea, sem notável segregação de Cu, Al e Ni.

A liga tanto no estado inicial como após o aquecimento é constituída das mesmas fases:  $\beta''$  e  $\gamma'_1$  martensíticas e  $\beta_1$  de alta temperatura que baseiam-se no mesmo composto intermetálico  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  em que o Ni permanece dissolvido.

Na liga no estado inicial, as fases  $\beta''$ ,  $\gamma'_1$  e  $\beta_1$  estão presentes em proporções relativamente próximas, enquanto, na liga submetida ao aquecimento, a fase  $\beta''$  martensítica é predominante.

O tratamento isotérmico a 800 °C, durante 40 horas, altera a morfologia de martensita de forma que grossas lamelas martensíticas ( $L_m=525 \mu\text{m}$ ), presentes na liga no estado inicial, passam para as lamelas de menores tamanhos ( $L_m=37 \mu\text{m}$ ).

Os ensaios de microdureza não revelaram uma diferença essencial entre os valores médios da microdureza da liga no estado inicial ( $HV=305 \pm 21,2 \text{ kgf/mm}^2$ ) e após o aquecimento ( $HV=230,4 \pm 75,5 \text{ kgf/mm}^2$ ).

As medidas através de pesagem hidrostática da densidade mostraram praticamente os mesmos valores médios da densidade da liga no estado inicial ( $\rho=7,15 \pm 0,08 \text{ g/cm}^3$ ) e após o aquecimento ( $\rho=7,22 \pm 0,21 \text{ g/cm}^3$ ).

A liga aquecida a  $800 \text{ }^\circ\text{C}$ , durante 40 horas, no ar atmosférico, apresentou alta resistência à oxidação, embora uma pequena perda de sua massa, atribuída à oxidação da liga para o óxido cúprico volátil ( $\text{CuO}$ ), foi notada.

## Agradecimentos

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

## REFERÊNCIAS

- 1 KURDIUMOV, G.V. Transformações martensíticas adifusionais em ligas. **Jornal de física técnica**, v. 18, n. 8, p. 999-1025, 1948.
- 2 KURDIUMOV, G.V., HANDROS, L.G. O equilíbrio de fases termoelástico e transformações martensíticas. **Relatórios da academia de ciências da SSSR**, v. 66, n. 2, p. 211-215, 1949.
- 3 OTSUKA, K., Wayman, C.M. Martensitic Transformations. In: **Proceeding international conference**. ICOMAT, Monterey, 1125 p., 1992.
- 4 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.
- 5 OTSUKA, K., WAYMAN, C.M. (Ed.). **Shape memory materials**. Cambridge university press. Cambridge. 285 p., 2000.
- 6 PRIADKO, A., PULNEV, S., VIAHHI, I., VETROV, V., YUDIN, V. In: **Proceedings of the institute of robotics and technical cybernetics**. Actuators and drives based on Cu-Al-Ni shape memory single crystals, St-Petersburg, Russia, 21p., 2000.
- 7 LIFSHIS, B.G., KRAPOCHIN, V.S., LINETSKIY, I.L (Ed.). **Propriedades físicas de metais e ligas**. Metalurgia. Moscou. 319 p., 1980.
- 8 CRUZ, T.O., MATLAKHOV, A.N., MATLAKHOVA, L.A., MONTEIRO, S.N. Caracterização metalográfica de uma liga monocristalina Cu-Al-Ni, **61º Congresso Anual da ABM**, de 24 a 27 de Julho de 2006, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, CDROM, pp. 2827-2835, 2006.
- 9 GAMA, J.L.L., DANTAS, C.C., QUADROS, N.F., FERREIRA, R.A.S., YADAVA, Y.P., SILVA, E.M.N. Estudo do envelhecimento de uma liga Cu-Al-Ni. **58º Congresso Anual da ABM**, de 21 a 24 de Julho de 2003, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, CDROM, pp. 3175-3184, 2003.
- 10 PEREIRA, E.C. Influência de tratamentos termo-cíclicos sem e sob cargas na estrutura e propriedades da liga monocristalina à base de Cu-Al-Ni com efeitos não elásticos. **Tese de Mestrado**. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro (UENF), Campos dos Goytacazes-RJ, Brasil, Fevereiro de 2006, 131 p., 2006.
- 11 BÉNARD, J. (Ed.). **Oxydation des métaux**. Paris, Gauther Villars Editeur, Tome II, 447 p., 1969.