

# COMPORTAMENTO MECÂNICO DE LIGAS Cu-Al-Ni MONOCRISTALINA E POLICRISTALINA COM EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA <sup>1</sup>

Vanessa Félix Leite<sup>2</sup>  
Elaine Cristina Pereira<sup>3</sup>  
Anatoliy Nikolaevich Matlakhov<sup>4</sup>  
Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova<sup>4</sup>  
Carlos José de Araújo<sup>5</sup>  
Luciana Lezira Pereira de Almeida<sup>6</sup>

## Resumo

No presente trabalho foram estudadas as ligas monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni e policristalina Cu-13,7%Al-4%Ni, que exibem transformações martensíticas reversíveis. A liga monocristalina foi fabricada pelo "Memory Crystals Group", na Rússia, enquanto que a policristalina foi produzida no Brasil. Na caracterização destas ligas no estado como recebido, foram envolvidas as análises por espectroscopia de emissão atômica, difração de raios X, calorimetria diferencial de varredura, resistência elétrica e microscopia ótica. As amostras foram submetidas à deformação por compressão até atingir a fratura, utilizando a máquina INSTRON modelo 5582, à temperatura ambiente. A superfície de fratura foi avaliada por microscopia eletrônica de varredura. As análises mostraram que embora as ligas possuam composição química, estrutura e temperaturas críticas comparáveis, apresentam comportamento mecânico e superfície de fratura bem distintos.

**Palavras-chave:** Ligas Cu-Al-Ni; Monocristais e policristais; Transformações martensíticas reversíveis; Comportamento mecânico.

## MECHANICAL BEHAVIOR OF MONOCRYSTALLINE AND POLYCRYSTALLINE Cu-Al-Ni ALLOYS EXHIBITING SHAPE MEMORY

### Abstract

In this work, monocrystalline and polycrystalline Cu-Al-Ni alloys exhibiting reversible martensitic transformation were studied. The monocrystalline alloy was produced by the firm "Memory Crystals Group", in Russia and polycrystalline alloy was produced in Brazil. Spectroscopy of atomic emission, X-ray diffraction, differential scanning calorimetry, electric resistance and optical microscopy analyses were used to characterize the alloys as received. The compressive deformation tests until the fracture were performed in specimens at room temperature in a 5582 INSTRON model machine. The fracture surface was analyzed by scanning electron microscopy. Analyses showed that although the alloys possess comparable chemical composition, structure and critical temperatures, they present different mechanical behavior and fracture surface.

**Key words:** Cu-Al-Ni alloy; Monocrystals and polycrystals; Reversible martensitic transformations; Mechanical behavior.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Aluna de graduação do LAMAV/CCT/UENF, van\_felix@yahoo.com.br. Av. Alberto Lamego 2000, Parque Califórnia, Campos Goytacazes, RJ, CEP: 28015-620. Universidade Estadual Norte Fluminense (UENF), Centro de Ciência e Tecnologia (CCT), Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV).

<sup>3</sup> Doutoranda do LAMAV/CCT/UENF, elainecp@uenf.br

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

<sup>5</sup> Eng.º Mecânico, M.Sc., Ph.D., Professor Associado, LaMMEA/UFCEG, carlos@dem.ufcg.edu.br

<sup>6</sup> Doutoranda do LAMAV/CCT/UENF, lezira@ig.com.br

## 1 INTRODUÇÃO

A área da metalurgia física fez uma grande descoberta ligada aos efeitos não elásticos (ENE), que abrangem fenômenos caracterizados como efeitos de memória de forma direta (EMF) e reversível (EMFR), além da superelasticidade (SE). As ligas metálicas que exibem esses fenômenos de ENE apresentam propriedades específicas, atribuídas às Transformações Martensíticas Reversíveis (TMR).<sup>(1-3)</sup>

A maioria das ligas utilizadas nas aplicações tecnológicas atuais, nos campos da engenharia e medicina, é à base de Ti-Ni, pois estas apresentam melhores características de EMF.<sup>(3,4)</sup> Entretanto, devido ao seu elevado custo, outras ligas com EMF também têm sido propostas. As ligas à base de cobre são menos dispendiosas e apresentam vantagens superiores em termos de condutividades térmica e elétrica. Além disso, sua deformabilidade, que é uma propriedade muito relevante na fabricação de fios, é melhor quando comparada às ligas Ti-Ni.<sup>(2-4)</sup>

É conhecido que as ligas monocristalinas à base de Cu-Al-Ni apresentam melhores propriedades de EMF, quando comparadas às ligas policristalinas, tais como, temperaturas de transformação, recuperação de deformação e tensão de retorno.<sup>(2,3,5)</sup> No material policristalino a deformação reversível é consideravelmente reduzida, pois, uma tensão aplicada gera deformações que diferem de grão para grão. Por essas considerações, as ligas policristalinas são susceptíveis à fratura intergranular e em geral, apresentam limitações inerentes que comprometem suas respostas mecânicas e conseqüentemente, sua aplicação prática.<sup>(2,3,5)</sup> Com o objetivo de melhorar a ductilidade destas ligas, vários métodos de elaboração têm sido desenvolvidos. Dentre estes métodos, a técnica de fusão a plasma tem sido explorada como uma alternativa para sua produção.<sup>(6,7)</sup>

O principal objetivo deste trabalho é caracterizar as ligas monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni e policristalina Cu-13,7%Al-4%Ni, no estado como recebido, além de avaliar o comportamento mecânico quando estas são submetidas à deformação por compressão, caracterizando seu aspecto de fratura. Assim sendo, compreender o comportamento dessas ligas sob compressão, visando à utilização adequada de propriedades úteis para sua aplicação, é de extrema importância.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

A liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni (% peso) foi fabricada pelo *Memory Crystals Group*, na Universidade Técnica de São Petersburgo, Rússia.<sup>(8)</sup> A liga policristalina de composição nominal Cu-13,7%Al-4%Ni (% peso), 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.<sup>(9)</sup> O lingote da liga policristalina foi tratado termicamente, por betatização a 850°C durante 15 minutos, seguido por têmpera em água à temperatura ambiente.

Os corpos de prova foram cortados em um cortador mecânico MINITOM, lixados e polidos com pastas de alumina de 1 µm e 0,1 µm, sem ataque químico.

A determinação da composição química das ligas foi realizada através da análise de espectroscopia de emissão atômica (ICP-AES) por indução elétrica de plasma com gás argônio.

A identificação da composição de fases das ligas, no estado como recebido, foi realizada através da análise de difração de raios X com radiação Cu-K $\alpha$ , num

difratômetro SHIMADZU modelo XRD 7000, para a faixa  $2\theta$  entre  $25^\circ$  e  $75^\circ$ , com passo de varredura de  $0,03^\circ$  por 2s de acumulação, em temperatura ambiente.

A determinação das temperaturas críticas da liga monocristalina foi realizada a partir da análise por calorimetria diferencial de varredura (DSC) no equipamento TA-INSTRUMENTS, modelo DSC-2010, na faixa de temperatura entre  $-100^\circ\text{C}$  e  $+150^\circ\text{C}$  e com uma taxa de aquecimento  $10^\circ\text{C}/\text{min}$ .

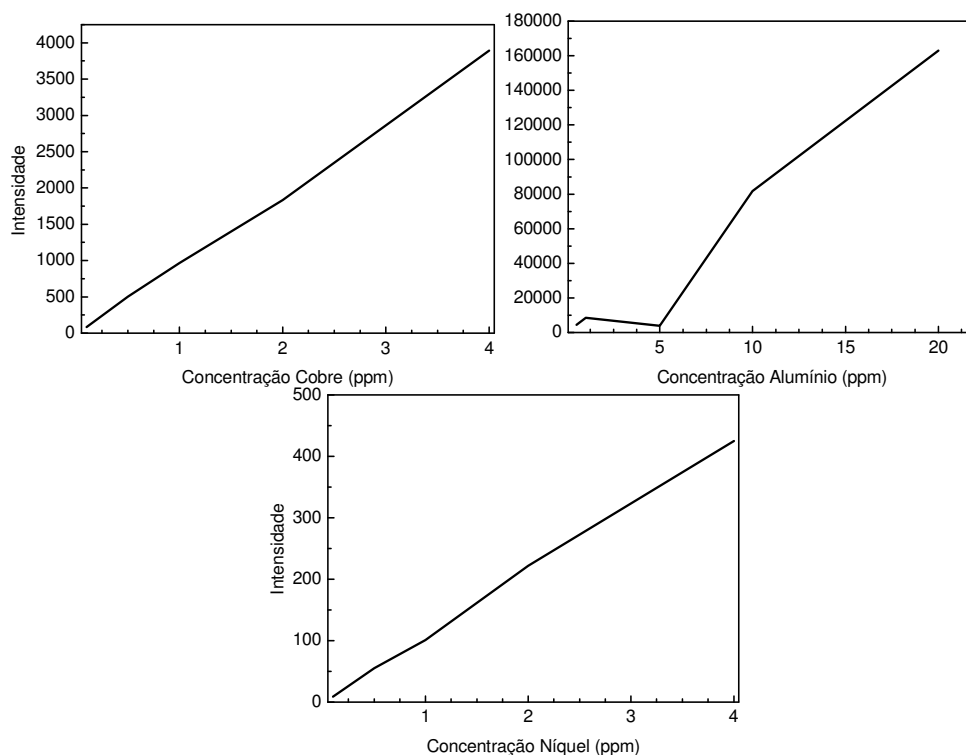
As temperaturas críticas,  $A_i$ ,  $A_f$  e  $M_i$ ,  $M_f$ , associadas à TMR da liga policristalina, foram determinadas através do comportamento térmico da resistência elétrica de uma amostra de lâmina, utilizando uma corrente elétrica de 1,3 A, o que proporciona uma queda de tensão de 0,669 mV a temperatura ambiente.

A caracterização metalográfica das ligas foi realizada através dos microscópios óticos NEOPHOT-32 e OLYMPUS, utilizando o método luz polarizada.

Os ensaios de deformação por compressão das ligas até atingir a fratura foram realizados em uma máquina do tipo INSTRON modelo 5582, com velocidade de  $0,1\text{mm}/\text{min}$ , à temperatura ambiente. A superfície de fratura das ligas foi avaliada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As curvas de calibração, utilizadas na análise ICP-AES, para os elementos previstos nas ligas mono e policristalinas estão apresentadas na Figura 1. As curvas experimentais relatam ótima concordância com a amostra padrão dos elementos químicos, Cu, Al e Ni, com alto grau de pureza. A Tabela 1 apresenta as concentrações em partes por milhão (ppm) e respectivas porcentagens em peso (%), determinadas para as duas ligas investigadas. Os resultados obtidos das composições químicas de ambas as ligas são comparáveis com as composições nominais, fornecidas pelo fabricante.



**Figura 1** – Curvas de calibração de cobre, alumínio e níquel.

**Tabela 1** – Composição química das ligas de Cu-Al-Ni determinadas na análise ICP-AES.

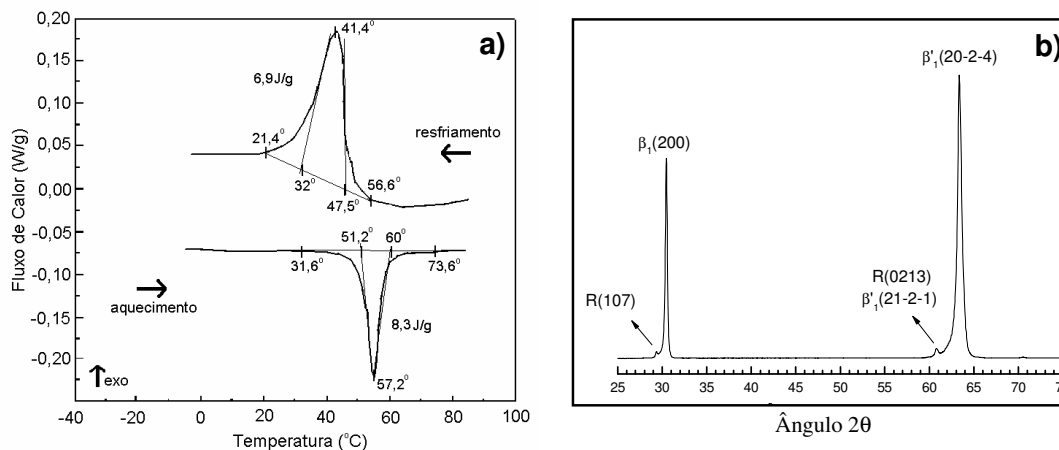
Liga	Cu (ppm)	Cu (%)	Al (ppm)	Al (%)	Ni (ppm)	Ni (%)
Monocristalina	767883,21	80,94	136218,98	14,36	44597,08	4,70
Policristalina	809149,09	81,98	137585,45	13,94	40217,45	4,07

(ppm) partes por milhão, (%) % em peso

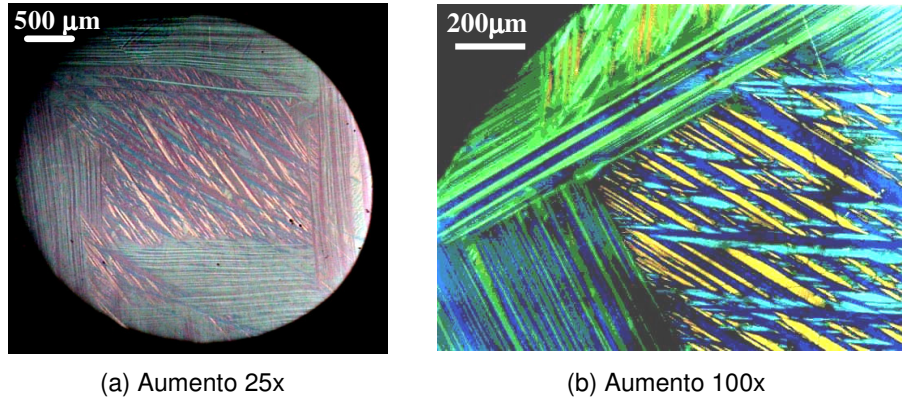
A análise DSC da liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni no estado como recebido, observada na Figura 2(a), mostrou que no aquecimento, a TMR reversa  $\gamma_1 \rightarrow \beta_1$  ocorre no intervalo de +31,6 °C ( $A_i$ ) a +73,6 °C ( $A_f$ ), através de um processo endotérmico com uma entalpia de transformação de fase de 8,3 J/g. O processo se desenvolve de modo intensivo (*on-set*) a partir de +51,2 °C ( $A_0$ ), apresentando uma temperatura de pico de +57,2 °C ( $A_p$ ), onde o fluxo de calor é máximo. O processo finaliza de modo intensivo (*off-set*) na temperatura de aproximadamente 60 °C ( $A_{of}$ ). Durante o resfriamento da liga, a TMR direta  $\beta_1 \rightarrow \gamma_1$  ocorre entre +56,6 °C ( $M_i$ ) e 21,4 °C ( $M_f$ ), tendo temperaturas *on-set*, de pico e *off-set* de +47,5 °C ( $M_0$ ), +41,4 °C ( $M_p$ ) e +32 °C ( $M_{of}$ ), respectivamente, associadas ao processo exotérmico com uma entalpia de transformação de 6,9 J/g.

Conforme indica a Figura 2(b), a liga monocristalina apresenta duas fases: a fase de alta temperatura  $\beta_1$ , ordenada do tipo  $\text{BiF}_3^{(10)}$  e a fase martensítica  $\beta'_1$ , ordenada do tipo  $\text{AlCu}_3^{(11)}$ . Além destes, observa-se pequena participação da fase R e do plano de coerência entre as fases R e  $\beta'_1$ . Em nossos trabalhos prévios,<sup>(5,12,13)</sup> a fase  $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$  ordenada do sistema romboédrico,<sup>(14,15)</sup> tem sido denominada como a fase R.

A Figura 3 apresenta o aspecto morfológico da liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni no estado como recebido. A liga revela em sua seção transversal uma estrutura composta por blocos martensíticos, que definem a região central e a periférica, conforme pode ser observado na Figura 3(a). Nos blocos periféricos, as variantes martensíticas são mais finas e possuem orientações preferenciais, como mostra a Figura 3(b). De acordo com a literatura,<sup>(2,3)</sup> estas agulhas finas são características para a fase  $\beta'_1$ , o que foi confirmado pela análise difratométrica da Figura 2(b).



**Figura 2** - Características da liga monocristalina Cu-13,7Al-4,2Ni. (a) temperaturas críticas de TMR obtidas por DSC; (b) difratograma da liga no estado como recebido.



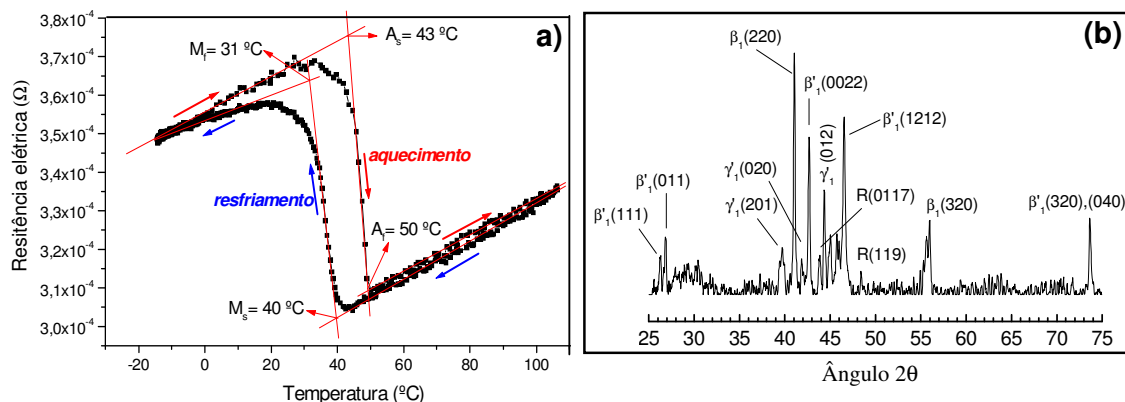
**Figura 3** – Aspecto morfológico da liga monocristalina Cu-13,7Al-4,2Ni no estado como recebido.

A Figura 4(a) mostra a curva característica da resistência elétrica em função da temperatura para a liga policristalina Cu-13,7%Al-4%Ni no estado como recebido. As temperaturas críticas foram determinadas pelo método das tangentes como sendo  $M_f = 31^\circ\text{C}$ ,  $M_s = 40^\circ\text{C}$ ,  $A_s = 43^\circ\text{C}$  e  $A_f = 50^\circ\text{C}$ .

Conforme indica a Figura 4(b), a liga policristalina apresenta quatro fases metaestáveis: a fase de alta temperatura  $\beta_1$ , ordenada do tipo  $\text{BiF}_3$ ,<sup>(10)</sup> a fase martensítica  $\beta'_1$ , ordenada do tipo  $\text{AlCu}_3$ ,<sup>(11)</sup> a fase  $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$  ordenada, do sistema romboédrico, denominada fase R<sup>(14,15)</sup> e a fase martensítica  $\gamma_1$ , ordenada do tipo  $\text{Cu}_3\text{Ti}$ .<sup>(16)</sup>

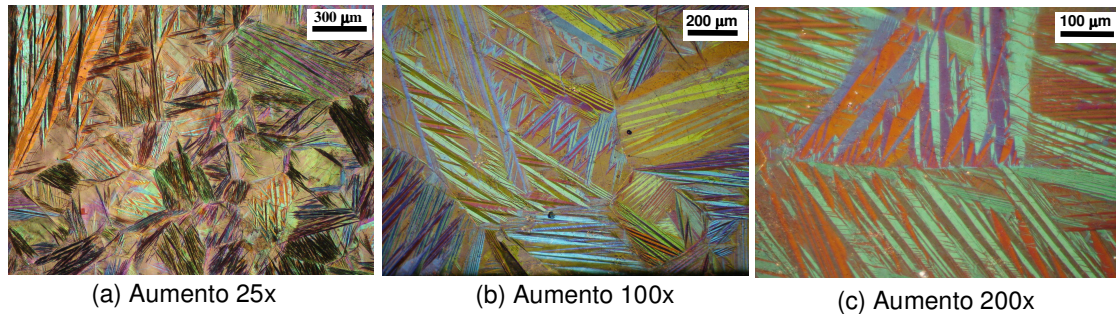
Observa-se que na temperatura ambiente (abaixo de  $M_f$ ), a qual foi realizada a análise difratométrica, a liga apresenta o estado martensítico, como indica a Figura 4(a), o que foi caracterizado pela grande participação das fases martensíticas  $\gamma_1$  e  $\beta'_1$ . A presença da fase de alta temperatura  $\beta_1$  residual na composição de fase pode estar relacionada à técnica de produção da liga.

A Figura 5 apresenta o aspecto morfológico da liga policristalina Cu-13,7%Al-4%Ni, em seção transversal. Observa-se no interior dos grãos a presença de plaquetas de martensita, conforme mostra a Figura 5(a).



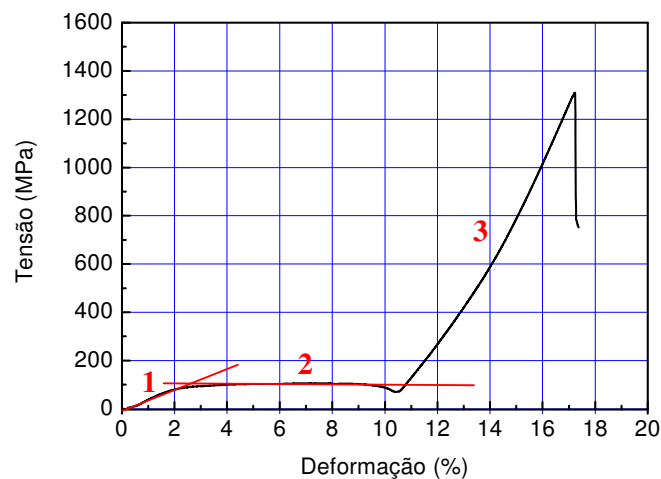
**Figura 4** - Características da liga policristalina Cu-13,7Al-4Ni. (a) medição das temperaturas de transformação por variação de resistência elétrica; (b) difratograma da liga no estado como recebido.

A análise da morfologia foi realizada se apoiando na literatura.<sup>(2,3)</sup> A fase de alta temperatura  $\beta_1$  se apresenta como fase matriz e as duas morfologias distintas, a saber, agulhas finas, são características para a fase  $\beta'_1$ , e lamelas cruzadas em forma de V, são características para a fase  $\gamma'_1$ , ambas visualizadas claramente na Figura 5(b). O resultado foi confirmado pela análise difratométrica da Figura 4(b). A Figura 5(c) mostra que as lamelas martensíticas, acomodadas no interior dos grãos, possuem sua própria orientação.



**Figura 5** – Aspecto morfológico da liga policristalina Cu-13,7Al-4Ni no estado como recebido.

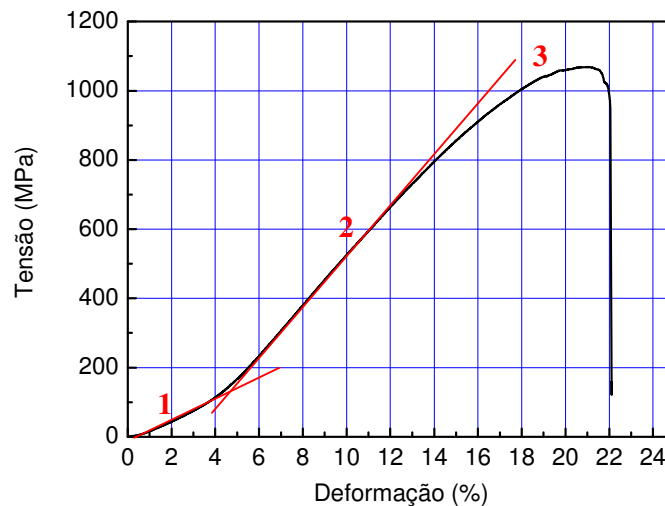
A curva “tensão-deformação” da liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni, mostrada na Figura 6, apresenta três regiões distintas. A região 1, entre 0 e 2,1%, corresponde a elasticidade da martensita de auto-acomodação, enquanto a região 2 representa um patamar de “pseudo-escoamento”, típico para todas as ligas com EMF.<sup>(2,3,5,13)</sup> Este patamar apresenta cerca de 10% de extensão em deformação e uma tensão de escoamento variando entre 100-105 MPa, onde ocorre o acúmulo de deformação reversível, correlacionada ao EMF, acompanhado por TMR  $\gamma'_1 \leftrightarrow \beta_1$  e reorientação da estrutura inicial. Quando maiores tensões foram aplicadas, correspondente a região 3, a liga se deformou elasticamente até sua ruptura, apresentando uma tensão máxima de ~1.300 MPa e uma deformação total em torno de 17% que inclui deformação elástica e reversível (10%) e elástica (restante). Esse resultado revela a alta resistência mecânica da liga monocristalina. O mesmo comportamento já foi observado em nossos trabalhos anteriores.<sup>(5,13)</sup>



**Figura 6** - Curva tensão x deformação da liga monocristalina Cu-13,7Al-4,2Ni submetida ao ensaio de deformação por compressão até atingir a fratura.

É conhecido que uma tensão externa aplicada a ligas policristalinas, em particular ligas Cu-Al-Ni, gera deformações que diferem de grão para grão, acumulando imperfeições nos contornos de grãos, o que reduz seus parâmetros de EMF e compromete suas respostas mecânicas.<sup>(2,3)</sup>

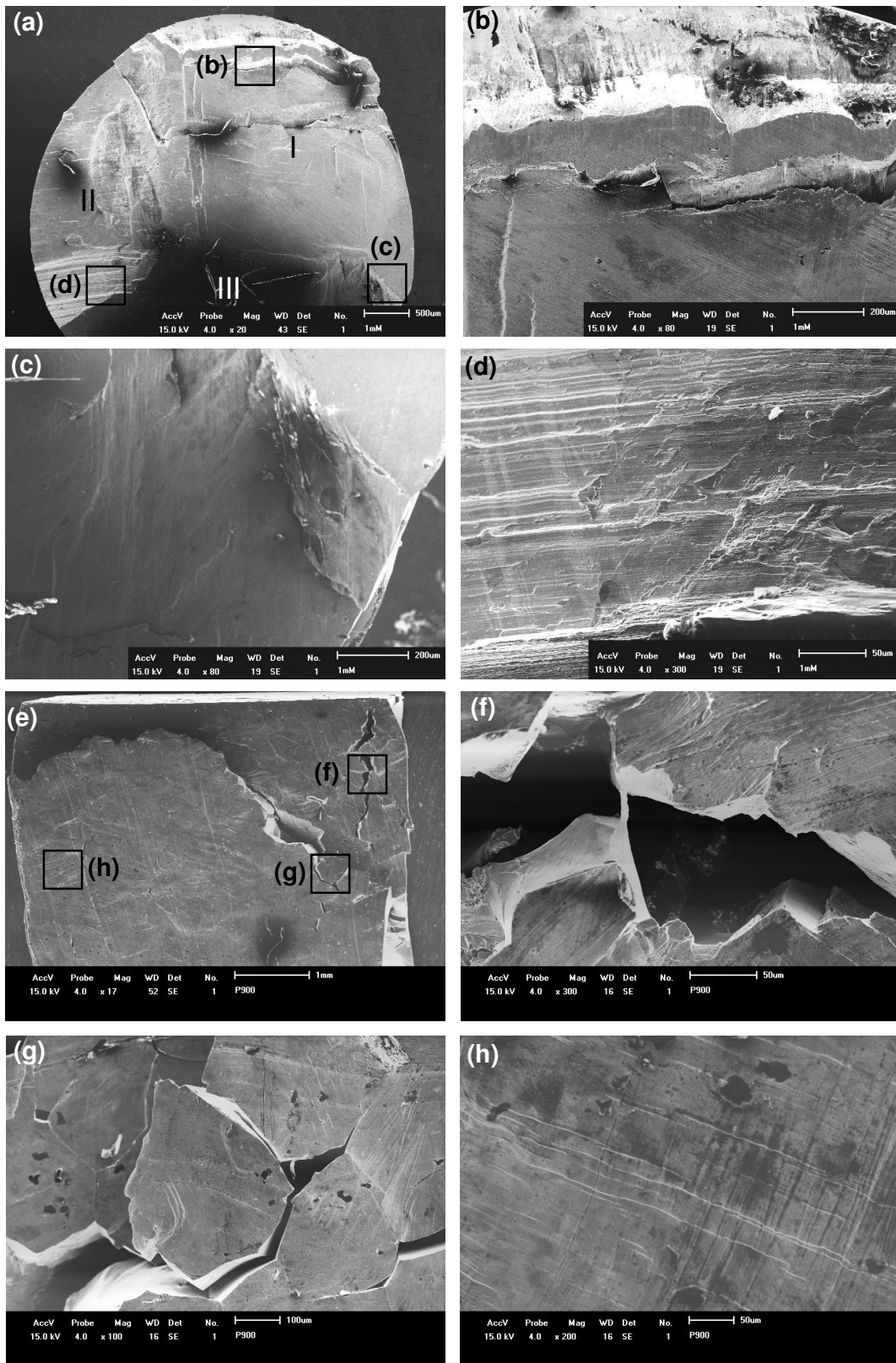
A curva “tensão-deformação” da Figura 7, obtida para a liga policristalina Cu-13,7%Al-4%Ni em compressão, também apresenta três regiões distintas. A região 1, entre 0 e 4,5%, corresponde a soma da elasticidade da martensita de autoacomodação com a reorientação dessa estrutura no interior dos grãos, até uma tensão máxima de aproximadamente 170 MPa. Em seguida, a região linear 2, entre 5% e 12%, corresponde à deformação elástica da estrutura martensítica, até uma tensão de aproximadamente 680 MPa. A partir de 12%, correspondente a região 3, a amostra entra em regime de deformação plástica verdadeira até atingir uma tensão máxima de aproximadamente 1.070 MPa, atingindo a ruptura após 22% de deformação. Essas diferenças de comportamento mecânico entre monocristais e policristais de ligas Cu-Al-Ni, reveladas pelas Figuras 6 e 7, são típicas desses materiais.<sup>(3)</sup>



**Figura 7** - Curva tensão x deformação da liga policristalina Cu-13,7Al-4Ni submetida ao ensaio de deformação por compressão até atingir a fratura.

A superfície de fratura das ligas mono e policristalina submetidas ao ensaio de deformação por compressão estão apresentadas na Figura 8. Ambas as ligas revelam o aspecto de fratura frágil e a fratura se desenvolve através da propagação de trincas relativamente planas em relação à superfície. O mesmo comportamento de fratura foi observado na liga Cu-Al-Ni com composição comparável, em nosso trabalho anterior.<sup>(5,13)</sup>

A liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni sofreu a fratura ao longo da seção transversal, dividindo sua superfície em três regiões, como apresentado na Figura 8(a). A região I (Figura 8b) mostrou um deslizamento parcial, enquanto que as regiões II e III (Figura 8c,d) se deslocaram através de planos de deslizamento, todos com aproximadamente 45°, em relação à direção da carga aplicada.



**Figura 8** - Superfície de fratura das ligas monocristalina Cu-13,7Al-4,2Ni (a-d) e policristalina Cu-13,7Al-4Ni (e-h) obtida por MEV, após ensaio de deformação por compressão.



As superfícies de fratura da liga policristalina Cu-13,7%Al-4%Ni são apresentadas nas Figuras 8(e-h). Observa-se claramente a ocorrência da fratura intergranular, revelada pela Figura 8(g), devido ao acúmulo de imperfeições irreversíveis nos contornos dos grãos. Durante a ruptura forma-se uma abertura profunda no interior da amostra, conforme pode-se observar na Figura 8(f).

As ligas estudadas participam de um processo complexo que envolve as TMR, deformação elástica e plástica, sob tensão. Embora as superfícies de fratura das ligas mono e policristalina revelem aspectos diferentes na deformação até a ruptura, alguns processos podem ser considerados similares. Em ambas as ligas, o plano de fratura exhibe o chamado *river patterns* (modelo riacho),<sup>(5,13)</sup> típico para rupturas em fendas, o que é resultado de propagação através da fratura principal, conforme observado nas Figuras 8(d,h).

A diferença principal no comportamento mecânico das ligas investigadas está correlacionada com o modo como estas foram fraturadas. Este aspecto revela o papel importante dos grãos, incluindo os seus contornos e diferentes orientações espaciais, que facilitaram a deformação plástica e fratura intergranular sob tensões inferiores, na liga policristalina.

#### 4 CONCLUSÕES

1. As composições químicas identificadas para a liga monocristalina Cu-14,4%Al-4,7%Ni e para a policristalina Cu-13,9%Al-4,1%Ni (% em peso) são comparáveis com as composições nominais, fornecida pelos produtores.

2. A estrutura das ligas monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni e policristalina Cu-13,7%Al-4%Ni, apresenta as fases de alta temperatura  $\beta_1$ , intermediária R e, maior participação das fases martensíticas  $\gamma_1$  e  $\beta'_1$ , o que está relacionado com suas temperaturas críticas de TMR.

3. O aspecto morfológico das ligas revela características microscópicas das fases presentes. A liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni apresenta lamelas martensíticas definidas em blocos central e periféricos. A liga policristalina Cu-13,7%Al-4%Ni revela plaquetas de martensita distribuídas aleatoriamente no interior dos grãos.

4. A curva de compressão da liga monocristalina Cu-13,5%Al-4,2%Ni apresenta 3 regiões elásticas distintas com um patamar de “pseudo-escoamento” de até 10% de extensão, com limite de escoamento de 100-105 MPa onde ocorre basicamente a reorientação da estrutura martensítica e acúmulo de deformação correlacionada ao EMF. Com maiores tensões, a liga se deforma de modo elástico até 1300 MPa, revelando alta resistência mecânica.

5. A curva de compressão da liga policristalina Cu-13,5%Al-4%Ni apresenta três regiões distintas, que inclui reorientação, deformação elástica e plástica até sua ruptura, apresentando uma tensão máxima de 1070 MPa e uma deformação total em torno de 22%. A deformação plástica e a ruptura foram facilitadas na liga policristalina devido aos contornos e diferentes orientações espaciais entre os grãos.

6. As ligas estudadas participam de um processo complexo que envolve as TMR, deformação elástica e plástica, sob tensão. As características da superfície de fratura revelam que a natureza de deformação é similar na etapa de TMR e, provavelmente, na deformação elástica, sendo diferente na etapa de fratura. O papel fundamental dos grãos é responsável pelo desenvolvimento de deformação plástica e fratura frágil intergranular, na liga policristalina.

## Agradecimentos

Os pesquisadores agradecem o apoio à pesquisa concedido pela FAPERJ, CAPES e CNPq. Nossos agradecimentos especiais ao aluno Antônio Aristófares da Cruz Gomes, do LaMMEA/UFCEG, pela preparação da liga policristalina e, ao técnico Carlan, do LAMAV/UENF, pela realização dos ensaios mecânicos.

## REFERÊNCIAS

- 1 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. 211-215, 1949.
- 2 PERKINS, J. Shape Memory Effects in Alloys. Proc Int Conf on Shape Memory Effects and Applications. Toronto-Ontário, Canada. p. 70, 1975.
- 3 OTSUKA, K., WAYMAN, C.M. (Ed.). Shape Memory Materials. Cambridge University Press. Cambridge. 285 p., 2000.
- 4 DUERIG, T., PELTON, A., STOCKEL, D. An overview of Nitinol medical applications. Materials Science and Engineering A, n. 273-275, p. 149-160, 1999.
- 5 PEREIRA, E.C., MATLAKHOVA, L.A., MATLAKHOV, A.N., CARVALHO E.A., TOLEDO, R., MONTEIRO S.N. Comportamento Mecânico da Liga Monocristalina Cu-Al-Ni submetida a Tratamentos Termo-Cíclicos Sob Cargas. In: XVII Cbecimat, Foz do Iguaçu, PR. CD-ROOM, 2006.
- 6 SILVA, M.M, SILVA, N.J., SANTOS, M.A. ARAÚJO, C.J. Propriedades físicas e mecânicas de uma liga Cu-Al-Ni com memória de forma. . In: 61º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro, RJ, Brasil. CD-ROOM. p. 2942-2950, 2006.
- 7 QUEIROGA, S.L.M., ARAÚJO, C.J., GOMES, A.A.C. Comportamento termo-mecânico de uma liga Cu-Al-Ni com efeito de memória de forma. In: 61º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro, RJ, Brasil. CD-ROOM. p. 2951-2959, 2006.
- 8 PRIADKO, A., PULNEV, S., VIAHHI, I., VETROV, V., YUDIN, V. Proc 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.
- 9 GOMES, A. A. C., REIS, R. P. B., SILVA, N. J., ARAÚJO, C. J. (2008) Caracterização de Ligas com Memória de Forma Fabricadas por Fusão a Plasma e Moldagem por Injeção. In: 63º Congresso Anual da ABM. Santos, SP, Brasil. CD-ROOM. p. 2680-2689.
- 10 FRISKE, H., ANORG, Z. JCPDS 11-0010. Allg. Chem. 258-198, 1949.
- 11 WARLIMONT, H., WILKENS, Z. JCPDS 28-0005. Metallkd. 55, 382, 1964.
- 12 PEREIRA, E.C., MATLAKHOVA, L.A., MATLAKHOV, A.N., RODRÍGUEZ, R.S., CASTILLÓ, T.E., MONTEIRO, S.N. Tratamento termo-cíclico sob carga da liga monocristalina. In: 61º Congresso Anual ABM, Brasil, Rio de Janeiro, CD-ROOM, p. 2987-2995, 2006.
- 13 MATLAKHOVA, L.A, PEREIRA, E.C., MATLAKHOV, A.N., MONTEIRO S.N., TOLEDO R. Mechanical behavior and fracture characterization of a monocrystalline Cu–Al–Ni subjected to thermal cycling treatments under load. Materials characterization 59, p. 1630-1637, 2008.
- 14 BOWN, M. JCPDS 28-0016. Acta Crystallogr. 9, 70, 1956.
- 15 JOUINEAU, 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 Interdépartemenal de Microscopie Electrronique. EPEL, Lausanne. Copyright, 1998.
- 16 KARSSON, J. JCPDS 07-0108. Inst. Met. 79, n. 391, 1951.