

ESTRUTURA E COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA CU-13,8%AL-4%NI POLICRISTALINA PRODUZIDA PELA TÉCNICA DE FUSÃO A PLASMA¹

Pedro Augusto Silva de Lima²
Anatoliy Nikolaevich Matlakhov³
Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova⁴
Carlos José de Araújo⁵

Resumo

O Efeito de Memória de Forma (EMF), uma propriedade que algumas ligas especiais conseguem apresentar, tem grande valor científico e tecnológico. As ligas à base do composto intermetálico Cu₃Al são exemplos de ligas que exibem este tipo de efeito devido às transformações martensíticas reversíveis. Neste presente trabalho foi estudada a liga policristalina Cu-13,8%Al-4%Ni (% em peso) produzida pela técnica de fusão a plasma, no estado fundido. A caracterização estrutural da liga foi feita através da microscopia ótica, difração de raios X, Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), teste de resistividade elétrica e ensaios de microdureza Vickers. A liga apresenta homogeneidade química e em composição física, com uma microestrutura composta por grãos equiaxiais não uniformes, revelando no seu interior finas lamelas martensíticas. As fases presentes são identificadas como as martensíticas γ'_1 , β'_1 , as fases R e β_1 . A microdureza média e a resistividade da liga foram determinadas como 309 HV e 7,12 $\mu\Omega\text{cm}$. No ensaio mecânico de compressão, a liga apresentou um comportamento elástico com estreita região plástica antes da fratura.

Palavras-chave: Liga de Cu-Al-Ni; Análise estrutural; Transformações martensíticas reversíveis.

STRUCTURE AND MECHANICAL BEHAVIOUR OF A CU-13.8AL-4NI POLYCRYSTALLINE ALLOY PRODUCED BY PLASMA FUSION TECHNIQUE

Abstract

The Shape Memory Effect (SME), a property that can present some special alloys, has great scientific and technological value. The alloys of the intermetallic compound Cu₃Al are examples of alloys that exhibit this type of effect due to reversible martensitic transformation. In this study, the polycrystalline alloy Cu-13.8% Al-4% Ni (weight%) with SME produced by the melting technique in plasma, in the molten state. The structural characterization of the alloy was performed by optical microscopy, X-ray diffraction, Scanning Electronic Microscopy (SEM), electrical resistivity testing and Vickers microhardness. The alloy has uniform chemical and phasic composition with an equiaxed grains microstructure comprising not uniform, showing therein fine martensitic plates. The phases present are identified as the martensitic γ'_1 , β'_1 , the phase R and β_1 high temperature, all sorted. The average microhardness and resistivity of the alloy were determined as 309 HV and 7,12 $\mu\Omega\text{cm}$. During the compression mechanical test, the alloy showed an elastic behavior with a narrow plastic region before fracture.

Key words: Alloy Cu-Al-Ni; Structural analysis; Reversible martensitic transformation.

¹ Contribuição técnica ao 67^o Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Graduando em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Laboratório de Materiais Avançados (Lamav), Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF), Brasil.

³ Eng.^o Metalúrgico, D.Sc., Ph.D., Professor Associado, Lamav, UENF, Brasil (em memória).

⁴ Eng.^a Metalúrgica, D.Sc., Ph.D., Professora Associada, Lamav, UENF, Brasil.

⁵ Eng.^o Mecânico, D.Sc., Professor, Unidade Acadêmica de Eng. Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

As ligas do sistema Cu-Al-Ni possuem a capacidade de exibir o efeito de memória de forma (EMF) que consiste em retornar a sua forma original quando sofrem uma deformação pseudoplástica induzida na fase martensítica. O EMF acontece devido às transformações martensíticas reversíveis (TMR), que ocorrem quando a liga é aquecida a uma temperatura crítica chamada temperatura de transformação reversa.⁽¹⁾

Outras ligas também podem exibir o EMF como TiNi ou Cu-Zn, mas as ligas do sistema Cu-Al-Ni têm a vantagem de terem menor custo e apresentarem temperaturas termoelásticas mais altas, podendo chegar a 200°C. Outras propriedades da liga Cu-Al-Ni como condutividade elétrica e térmica, assim como conformabilidade, também são melhores em comparação com as ligas de TiNi.⁽²⁾

São várias as áreas de aplicação destas ligas. Na área medicinal, podem atuar como placas ósseas, cateteres, filtros para a veia cava, aparelhos de correção dentária e instrumentação médica. São ainda utilizadas no campo da aeronáutica, robótica e industrial, como juntas para tubos.⁽³⁾

As ligas que apresentam o EMF são fabricadas por várias técnicas, podendo ser obtidas na forma monocristalina,^(3,4) apresentando melhores propriedades mecânicas, ou policristalina.^(5,6) A técnica utilizada para a liga estudada foi a de fusão a plasma, como tentativa de garantir as propriedades que se apresentam na liga monocristalina.

O objetivo principal deste trabalho é estudar e caracterizar a estrutura da liga policristalina Cu-Al-Ni, tanto no seu estado inicial (fundido), como após a deformação.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Para o presente trabalho foi estudada uma liga policristalina de composição química nominal 82,2%Cu-13,8%Al-4%Ni (% em peso), produzida pela Universidade Federal de Campina Grande (UFCG), estado da Paraíba, Brasil, no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA). A liga foi fabricada pela técnica de fusão ao ar em forno de indução, refundida a plasma e moldada por injeção num molde metálico. A Figura 1 é uma macrografia do lingote da liga (dimensões 2,5 cm x 2,5 cm x 0,5 cm, sendo respectivamente altura, largura e profundidade), no estado em que foi recebida, onde são identificadas regiões de análise para teste de homogeneidade.



Figura 1. Visão geral da liga como recebida.

Para a análise microscópica, foram utilizados os microscópios óticos *Neophot-32* e *Olimpus BX-41M* que se encontram no Laboratório de Materiais Avançados (Lamav). O microscópio *Neophot* é equipado com uma videocâmera e o *Olympus* com uma câmera fotográfica, para o armazenamento das microscopias obtidas. As observações estruturais foram executadas em diferentes aumentos e através de vários métodos de iluminação.

Como os grãos presentes na liga são equiaxiais e não equiaxiais, o tamanho de cada grão (d_i) foi medido como a média de duas diagonais (d_1 e d_2) perpendiculares entre si (Equação 1).

$$d_i = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (1)$$

Foi aplicado o método granulométrico para os valores obtidos, que consiste na distribuição da quantidade de grãos por seus tamanhos.

A densidade da liga como recebida, lixada e polida (25 mm x 25 mm x 5 mm) e cortada para amostra (8 mm x 4 mm x 4 mm, respectivamente altura, largura e profundidade) foi medida pelo método da pesagem hidrostática em água destilada⁽⁷⁾ (Equação 2).

$$\rho = \frac{G_{ar}(\rho_{ag} - \rho_{ar})}{G_{ag} - G_{ar}} + \rho_{ar} \quad (2)$$

Onde:

- ρ - densidade da amostra (g/cm^3);
- G_{ar} - peso da amostra no ar (g);
- G_{ag} - peso da amostra na água (g);
- ρ_{ar} - densidade do ar à temperatura de medida (g/cm^3); e
- ρ_{ag} - densidade da água à temperatura de medida (g/cm^3).

Além disso, a densidade da liga foi avaliada com base na sua composição química nominal⁽⁷⁾ fornecida pelo fabricante (Equação 3).

$$\rho = \sum_{i=1}^k \rho_i C_i \quad (3)$$

Onde:

- ρ - densidade teórica da liga (g/cm^3);
- k - número de elementos químicos presentes na liga;
- ρ_i - densidade dos elementos químicos presente na liga; e
- C_i - fração de massa dos elementos químicos presente na liga

A microdureza Vickers da liga foi medida através de um microdurômetro modelo *MHP-100* adaptado para o microscópio *Neophot-32*, sendo utilizada uma carga de 30 g. Os valores da microdureza foram calculados pela Equação 4.⁽⁷⁾

$$HV = \frac{1854 \cdot F}{d^2} \quad (4)$$

Onde:

- HV - microdureza (kgf/mm^2);
- d - diagonal da impressão (μm);
- 1.854 - constante de correção das unidades; E
- F - carga aplicada (g).

Para medir a resistividade elétrica da liga foi utilizado o método de quatro terminais que consiste em colocar sobre a amostra quatro eletrodos de tungstênio

equidistantes (1 mm), montados em linha reta. Foi utilizada uma fonte de tensão programável *Tectronix PS2520G*, um multímetro digital de oito dígitos *Agilent 3458A* e um cabeçote de medida *Cascade 44/5*, disponíveis no Laboratório de Filmes Finos do Lamav. A resistividade foi calculada através da Equação 5.⁽⁸⁾

$$\rho = 2\pi \frac{U}{I} d \quad (5)$$

Onde:

- ρ - resistividade elétrica ($\mu\Omega\text{cm}$);
- d - distância entre os ponteiros (0,1 cm);
- U - tensão elétrica (μV); e
- I - intensidade de corrente (μA).

Para identificar as fases presentes na liga, foi utilizada a técnica difratométrica. O equipamento utilizado foi um difratômetro *Shimadzu XRD-7000*. Os parâmetros de difração foram: a radiação $\text{Cu-K}\alpha$; a faixa de varredura angular de 20° à 90° em 2θ ; passo angular de varredura de $0,050^\circ$; tempo de acumulação de 3 s.

Os corpos de prova da liga (4 mm x 4 mm x 8 mm) foram submetidos aos ensaios de compressão, até atingir a fratura, através de uma máquina *Instron 5582* que se encontra no Lamav. Os ensaios de compressão foram realizados com duas velocidades diferentes de deformação: 0,1 mm/s e 0,1 mm/min.

Para a análise da composição química e micrografias da superfície fraturada, foi utilizada a Microscopia de Eletrônica de Varredura (MEV). As técnicas e parâmetros utilizados para a composição química foram: microanálise por Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS) ao longo de uma linha e mapeamento em raios X característicos de radiações $\text{CuK}\alpha$, $\text{NiK}\alpha$ e $\text{AlK}\alpha$. Para as micrografias foi utilizada a análise de elétrons secundários. O microscópio utilizado foi o *Shimadzu Super Scan SSX-550*, localizado no Lamav.

3 RESULTADOS

As micrografias (Figura 2) revelam a microestrutura da liga, em três regiões diferentes. Observando as micrografias das regiões indicadas, nota-se que na parte periférica (1) os grãos são de tamanhos menores, enquanto que nas partes interiores do lingote o tamanho de grãos aumenta (Figuras 2b e 2e) e se mostra maior no centro (Figuras 2c e 2f). Os grãos equiaxiais e não equiaxiais são bem contornados, possuindo lamelas martensíticas, paralelas e cruzadas em V, no seu interior.

O tamanho dos grãos apresenta um grande desvio em relação à sua média, e ainda o tamanho médio se apresenta maior na região 2 (130 μm), menor na região 1 (41 μm) e intermediário na região 3 (124 μm). A diferença do tamanho dos grãos deve-se a maior taxa de resfriamento na região onde os grãos são menores (região de contato com o molde metálico).

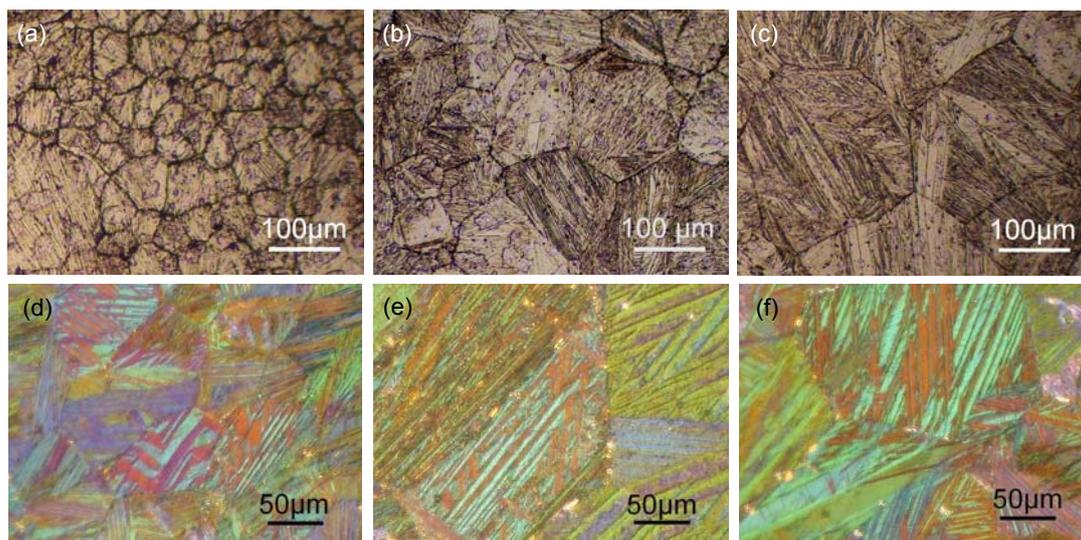


Figura 2. Estrutura da liga nas regiões do lingote: (a,d) 1; (b,e) 2; (c,f) 3; (a,b,c) - luz polarizada; 200x; (d,e,f) - campo claro; 100x. MO.

A quantificação do tamanho dos grãos foi realizada em três regiões diferentes, medindo-se 51 grãos em cada região. A Tabela 1 traz os resultados da quantificação estrutural da liga, realizada nas três regiões de análise.

Tabela 1. Tamanho médio dos grãos em três regiões da liga e resultados do tratamento estatístico

Região	d_m (μm)	σ (μm)	δ (%)	ε (μm)	ε_r (%)
1	41	13	31	25	60
2	130	37	29	73	56
3	124	14	35	29	68

Onde d_m é o tamanho médio do grão, σ é o desvio padrão, δ é o coeficiente de variação, ε é o erro absoluto e ε_r é o erro relativo.

A Tabela 2 mostra o valor médio da densidade aparente da liga (γ_m), determinado pelo método hidrostático, com a pesagem de três amostras diferentes, junto com os resultados do tratamento estatístico, sendo a densidade teórica da liga estimada a partir da sua composição química nominal igual a $8,079 \text{ g/cm}^3$.

Tabela 2. Densidade média da liga e resultados do tratamento estatístico

γ_m (g/cm^3)	σ (g/cm^3)	δ (%)	ε (g/cm^3)	ε_r (%)
7,108	0,007	0,01	0,014	0,02

Onde γ_m é a densidade média da liga, σ é o desvio padrão, δ é o coeficiente de variação, ε é o erro absoluto e ε_r é o erro relativo.

A Tabela 3 mostra os valores da microdureza média (HV_m) medida nas três diferentes regiões do lingote, em 9 grãos em cada região. A microdureza nas regiões analisadas não difere muito em valores, tendo uma média de 306 kgf/mm^2 . Isso pode comprovar a homogeneidade da liga em composição física, pois a microdureza realizada em cada grão é uma média das microdurezas das fases presentes. Como os valores da microdureza são bastante elevados, supõe-se que haja pelo menos uma fase presente na liga que representa um composto intermetálico.

Tabela 3. Microdureza Vickers média da liga em três regiões e resultados do tratamento estatístico

Região	HV _m (kgf/mm ²)	σ (kgf/mm ²)	δ (%)	ε (kgf/mm ²)	ε _r (%)
1	306	39	13	77	25
2	306	22	7	43	14
3	315	29	9	57	18

Onde HV_m é a microdureza Vickers média, σ é o desvio padrão, δ é o coeficiente de variação, ε é o erro absoluto e ε_r é o erro relativo.

A Tabela 4 apresenta os resultados da resistividade elétrica média (ρ_m) calculada a partir dos valores medidos de tensão e corrente, junto com os resultados do tratamento estatístico para as 9 medidas realizadas. Observa-se que a resistividade elétrica na parte 1, de 8,2±7 μΩcm, é maior e diminui até 6,9±5 μΩcm, na região 3. Isso pode ser correlacionado com alteração no tamanho médio de grão das seções investigadas. A área de maiores contornos de grãos (com menores grãos) pode ser responsável pelo aumento da resistividade da liga na região.

Tabela 4. Resistividade média da liga das diferentes regiões e resultados do tratamento estatístico

Região	ρ _m (μΩcm)	σ (μΩcm)	δ (%)	ε (μΩcm)	ε _r (%)
1	8,16	3,57	44	7,00	86
2	6,28	2,27	36	4,44	71
3	6,91	2,50	36	4,91	71

Onde ρ_m é a resistividade média, σ é o desvio padrão, δ é o coeficiente de variação, ε é o erro absoluto e ε_r é o erro relativo.

As Figuras 3 e 4 apresentam as curvas de deformação x compressão, em dois ensaios com duas velocidades de deformação distintas.

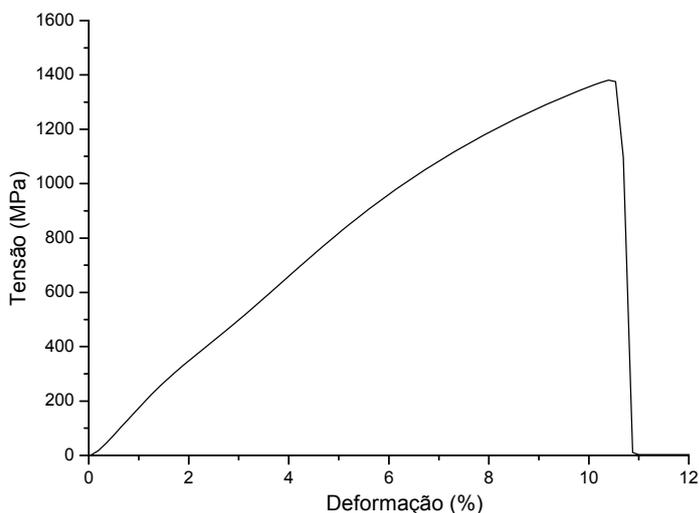


Figura 3. Curva tensão x compressão com velocidade de 0,1 mm/s e parte do corpo de prova após ensaio.

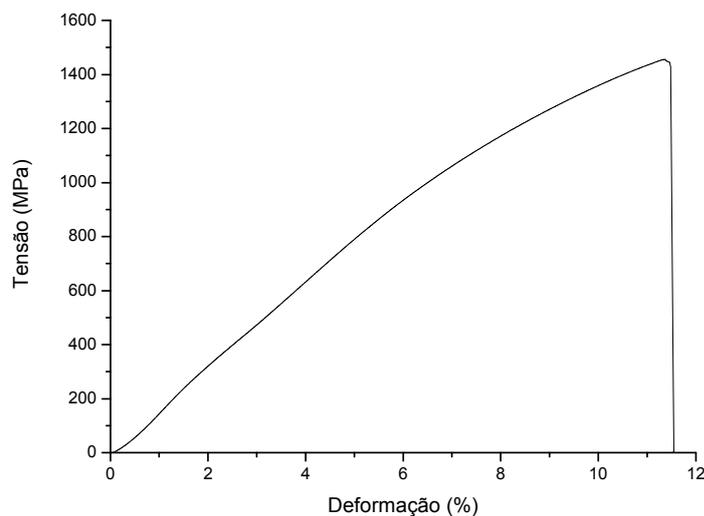


Figura 4. Curva tensão x compressão com velocidade de 0,1 mm/min e parte do corpo de prova após ensaio.

O comportamento mecânico da liga, realizados os ensaios de compressão de corpos de prova com dimensões iguais, caracteriza-se pela reação elástica e plástica antes de atingir a fratura, sendo independente da velocidade de deformação. Com a velocidade de deformação de 0,1 mm/s. (Figura 3), a liga acumulou até 11% de deformação total, atingindo a tensão máxima 1.380 MPa, enquanto a mesma, sendo deformada com a velocidade 0,1 mm/min (Figura 4), se deformou até 11,5% com a tensão máxima 1.450 MPa, antes de sofrer a fratura.

A Figura 5 mostra os difratogramas da liga no estado inicial (fundido) e após a deformação, com duas velocidades. Determinou-se que a estrutura da liga é constituída das fases martensíticas β'_1 e γ'_1 ; de alta temperatura β_1 e intermediária R, todas no estado ordenado. Após a deformação, os picos da fase de alta temperatura β_1 (200) e (331) sofreram diminuição enquanto o pico (107) da fase R ficou mais intenso. Os picos da martensita γ'_1 (012) $_{\gamma'_1}$ e da martensita β'_1 (2.012) $_{\beta'_1}$ e (1.127) $_{\beta'_1}$ aumentaram, e os mesmos da martensita γ'_1 (111) $_{\gamma'_1}$ e da martensita β'_1 (1.210) $_{\beta'_1}$ diminuíram em sua intensidade. Analisando os dados de análise de DRX da liga no estado fundido e deformado, pode-se dizer que durante a deformação ocorreram múltiplos processos de transformações de fase reversíveis, a saber, a TMR do tipo $\beta'_1 + \gamma'_1 \rightarrow R$ junto com a TMR do tipo $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 + \gamma'_1$, ocasionando uma reorientação da estrutura correlacionada com a deformação acumulada do EMF.⁽⁹⁾ Observou-se, ainda, que as ligas deformadas com velocidades diferentes (0,1 mm/s e 0,1 mm/min.), revelam as estruturas bastante idênticas.

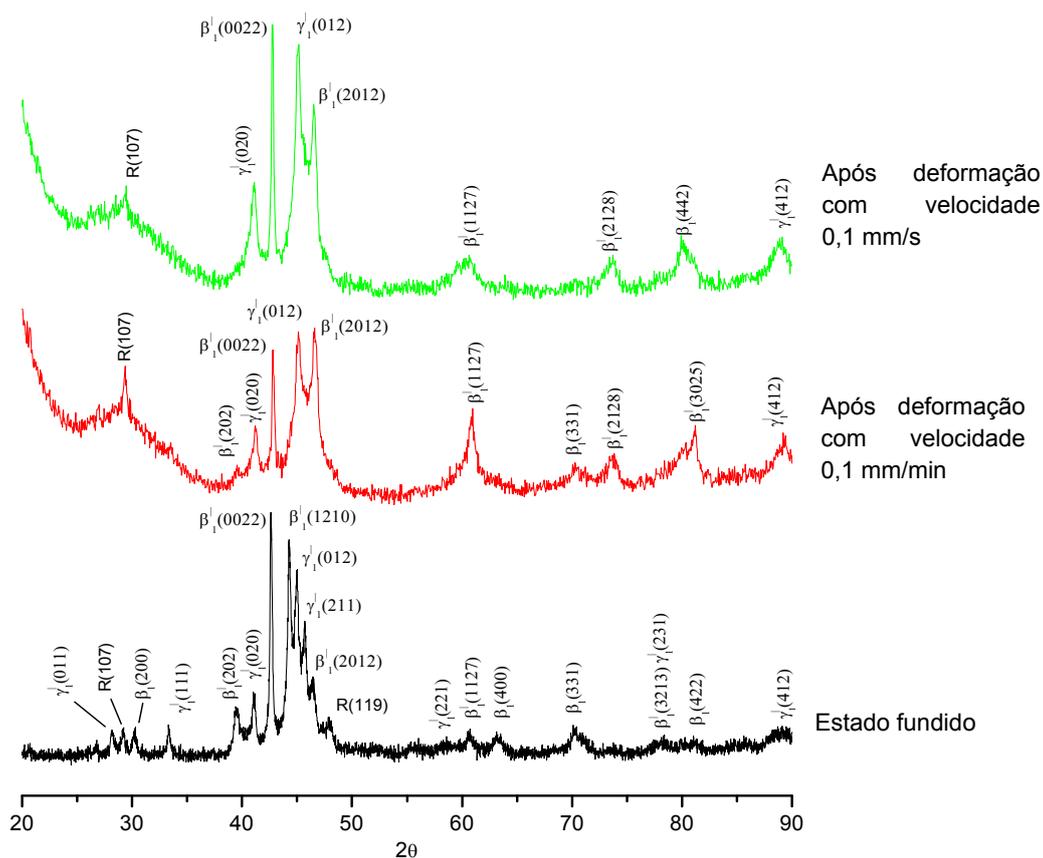


Figura 5. Difratogramas da liga nos estados fundido (inicial) e deformado com duas velocidades.

Na Figura 6 são apresentados os mapas da região 2 da liga analisada, obtidos em raios X característicos de Cu, Al e Ni e a Figura 7 apresenta os perfis de intensidade de emissão dos elementos químicos, ao longo da linha em amarelo. Verifica-se uma distribuição uniforme nas imagens recebidas por EDS. Essa análise demonstra que a composição química da liga no estado fundido é homogênea.

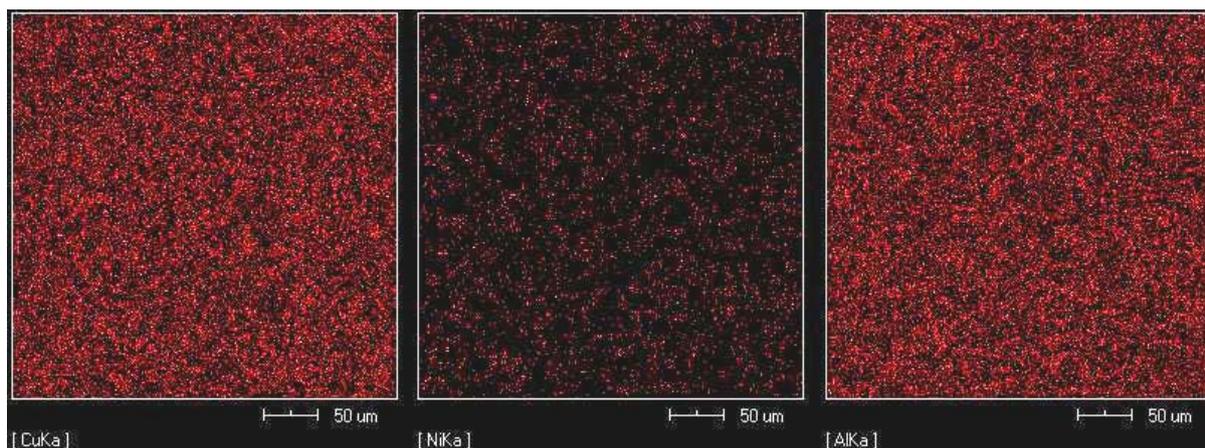


Figura 6. Mapa de distribuição dos elementos químicos presentes na liga analisada.

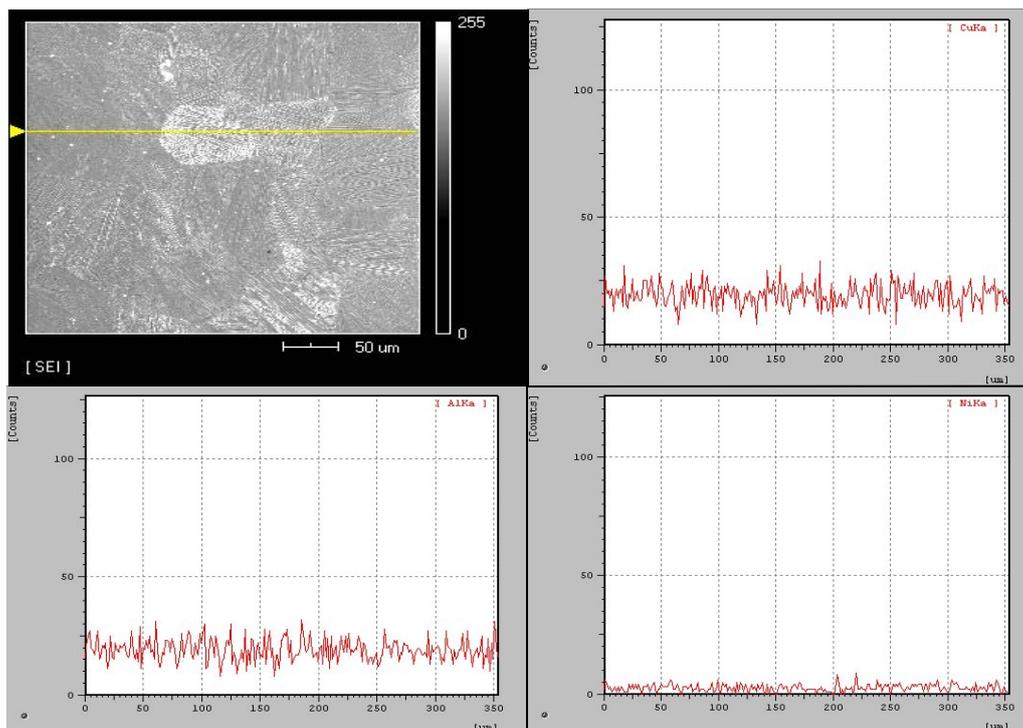


Figura 7. Perfis de intensidade dos elementos químicos presentes na liga analisada.

A superfície de fratura é apresentada na Figura 8, revelando características de fratura frágil, com uma mistura de fratura transgranular e intergranular.

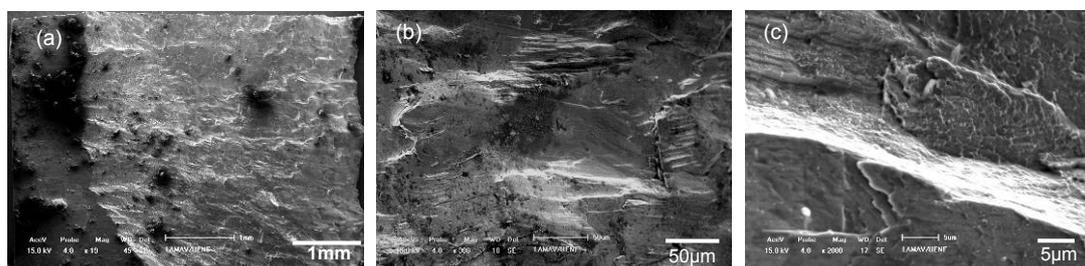


Figura 8. Superfície de fratura da liga analisada com aumentos de (a) 19x (a); (b) 300x; e (c) 2.000x. MEV.

4 DISCUSSÃO

Esse trabalho faz parte de um estudo geral direcionado à análise de estrutura e propriedades das ligas policristalinas do sistema Cu-Al-Ni produzidas pela Universidade Federal de Campo Grande (UFMG) pela técnica de fusão a plasma. Os resultados atuais podem ser comparados com os publicados em outros trabalhos,⁽¹⁰⁻¹²⁾ já que a tecnologia de produção das ligas é a mesma e as composições são bastante próximas. Na comparação, observa-se um comportamento semelhante das ligas no estado fundido, durante a deformação por compressão. A saber, as amostras das ligas no estado fundido se deformam sem revelar o patamar de pseudo-escoamento, observado em muitas ligas com TMR/EMF. O material se deforma elasticamente e plasticamente, até a fratura. A própria fratura se desenvolve ao longo da seção transversal deslocando sua superfície através de planos de deslizamento com aproximadamente 45° em relação à direção da carga aplicada (Figuras 3 e 4). A superfície de fraturada exhibe características de fratura frágil do tipo *river patterns* (riacho), com uma mistura de

fratura intergranular e transgranular (Figura 8). O aspecto de fratura da liga está de acordo com os trabalhos.⁽¹⁰⁻¹³⁾ O processo de fratura destas ligas martensíticas é complexo, pois envolve, além de deformação elástica com pouca participação de deformação plástica do material, as transformações martensíticas reversíveis conduzidas pela tensão como $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 + \gamma'_1$ e $\beta'_1 + \gamma'_1 \rightarrow R$, com reorientação das fases. O trabalho apresentado está ainda em fase de desenvolvimento.

5 CONCLUSÃO

A liga fundida com composição nominal 82,2%Cu-13,8%Al-4,0%Ni possui homogeneidade tanto em composição física quanto em composição química, porém apresenta uma microestrutura não uniforme, com grãos que diferem em tamanho dependendo da região analisada. O tamanho médio do grão, avaliado como o menor embora bastante variável na parte periférica ($41 \pm 25 \mu\text{m}$), tende a se aumentar e uniformizar nas regiões centrais do lingote ($124 \pm 29 \mu\text{m}$).

Com aumento do tamanho do grão, os valores de resistividade elétrica diminuem de $8,2 \pm 7 \mu\Omega\text{cm}$ (parte periférica) para $6,9 \pm 5 \mu\Omega\text{cm}$ (parte central do lingote), enquanto que HV varia de $306 \pm 77 \text{kgf/mm}^2$ para $315 \pm 57 \text{kgf/mm}^2$, no mesmo sentido.

Aumento na velocidade de deformação por compressão, de para 0,1 mm/min para 0,1 mm/s, não influenciou no caráter de comportamento mecânico e em alterações na estrutura da liga após sua deformação.

Agradecimentos

Os pesquisadores agradecem ao Pibic-UENF pelo apoio financeiro e ao professor Herval Ramos Paes Junior (Lamav) pelo apoio na medida da resistividade.

REFERÊNCIAS

- 1 OTSUKA, K.; WAYMAN, C.M (org). *Shape Memory Materials*. Cambridge, UK: Cambridge University Press, 1999.
- 2 GAMA, J. L. L. *Transformação de fase em ligas de cobre com memória de forma*. Programa de pós-graduação em tecnologias energéticas e nucleares. Universidade Federal de Pernambuco, 2003.
- 3 MATLAKHOVA, L.A.; DIAS, F.R.M.; MATLAKHOV, A.N.; RODRIGUEZ, R.S.; CASTILLÓ, T. E.; TOLEDO, R.; LIMA, J.A.P.; MIRELLES, L.A.M.; PEREIRA, E. C. *Transformações martensíticas em ligas monocristalinas Cu-Al-Ni solicitadas a tratamentos termo-cíclicos*. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Porto Alegre, RS, Brasil. CD-ROM. n. 1355. p. 1-7, 2004.
- 4 MARTYNOV, V., BOKAIE, M.D., JOHNSON, A.D., GRAY G.R. Superelastic and Shape Memory Single Crystal CuAlNi: Fabrication and Applications. Proc. Int. Conf. on Shape Memory and Superelastic Technologies. California, USA, May 7-11, 2006.
- 5 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.
- 6 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. In: 63º Congresso Anual da ABM. Santos, SP, Brasil. CD-ROOM. p. 2680-2689, 2008.
- 7 MATLAKHOV, A.N. *Caracterização dos Materiais 1 Apostila*. LAMAV/CCT/UENF. 2011.
- 8 GIROTTO, E. M.; SANTOS, E. A. *Medidas de resistividade elétrica DC em sólidos: como efetuá-las corretamente*. Química Nova vol.25 no.4. São Paulo, julho de 2002.

- 9 MATLAKHOVA, L.A., PEREIRA, E.C., MATLAKHOV, A.N., MONTEIRO, S.N. Structure and properties of a monocrystalline Cu-Al-Ni alloy submitted to thermal cycling under load. In: CHEN, H.R. (ed.) Shape Memory Alloys: Manufacture, Properties and Applications. Nova Science Publishers, New York, 2010, p. 113-143.
- 10 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**, vol.59, p.1630-1637, 2008.
- 11 MATLAKHOV, A.N.; BRAGA, F.O.; MATLAKHOVA, L.A.; ARAUJO, C.J. Estrutura e propriedades de uma liga policristalina Cu-Al-Ni obtida por fusão a plasma e submetida à deformação por compressão. In: 12^o Seminário de Metais Não Ferrosos, 31 de outubro a 03 de novembro de 2011, São Paulo, SP. CD-ROOM. p. 78-88. 2011.
- 12 CRUZ, T.O. Dissertação de Mestrado “Estrutura e propriedades de ligas policristalinas Cu-Al-Ni fundidas a plasma e submetidas a têmpera e compressão”. Orientador Anatoliy N. Matlakhov, co-orientador Lioudmila A. Matlakhova. UENF/LAMAV. Campos dos Goytacazes. 2012.
- 13 SARI, U.; KIRINDI, T. Effects of Deformation on Microstructure and Mechanical Properties of a Cu-Al-Ni shape memory alloy. **Materials Characterization**, vol.59, p.920-926, 2008.