

ESTRUTURA E PROPRIEDADES DE UMA LIGA POLICRISTALINA Cu-Al-Ni OBTIDA POR FUSÃO A PLASMA E SUBMETIDA À DEFORMAÇÃO POR COMPRESSÃO¹

Anatoliy Nikolaevich Matlakhov²

Fábio de Oliveira Braga³

Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova²

Carlos José de Araújo⁴

Resumo

O principal objetivo deste trabalho é estudar composição química e física, estrutura e algumas propriedades de uma liga de composição nominal Cu-13,8%Al-4%Ni (% em peso), obtida pela técnica de fusão a plasma, no seu estado inicial e após a deformação por compressão. Os resultados obtidos indicaram que o lingote da liga apresenta alta homogeneidade química e física, sendo composto por grãos martensíticos de tamanhos muito variados. As fases presentes foram identificadas como martensíticas β'_1 e γ'_1 , martensítica intermediária R e de alta temperatura β_1 . A deformação por compressão não interfere na composição física e morfologia de martensitas que se manifestam na forma de plaquetas e lamelas, paralelas e cruzadas, porém altera a fração volumétrica e a orientação cristalográfica das fases na liga. O comportamento mecânico da liga caracteriza-se, em geral, pela sua resposta elástica sobre a tensão aplicada até atingir a fratura. A superfície fraturada exibe aspecto de fratura frágil do tipo *river patterns*.

Palavras-chave: Liga Cu-Al-Ni; Deformação; Estrutura; Propriedades.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF A Cu-Al-Ni POLYCRYSTALLINE ALLOY OBTAINED BY THE PLASMA MELTING PROCESS AND SUBMITTED TO DEFORMATION BY COMPRESSION

Abstract

The main objective of this work is to study chemical and phase composition, structure and some properties of an alloy with nominal composition Cu-13.8%Al-4%Ni (wt.%), produced by the plasma melting process, in its initial state and after the deformation by compression. The results showed that the alloy's ingot presents high chemical and phase homogeneity, being composed of martensitic grains with different sizes. The phases in the alloy has been identified as the martensitics β'_1 e γ'_1 , intermediary martensitic R and high temperature β_1 . The compression deformation does not interfere in the alloy's phase composition and martensite morphology, which appears in the shape of plates and lamellas, parallel and crossed, however, changes the phases' volumetric fractions and crystallographic orientation. The alloy's mechanical behavior is characterized, in general, by its elastic response over the applied stress until the fracture. The fractured surface exhibits brittle aspect like "*river patterns*".

Key words: Cu-Al-Ni alloy; Deformation; Structure; Properties.

¹ Contribuição técnica ao 12º Seminário de Metais Não-ferrosos, 31 de outubro a 1 de novembro de 2011, São Paulo, SP.

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

³ Graduando em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UENF-LAMAV.

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

1 INTRODUÇÃO

O efeito de memória de forma (EMF), associado às transformações martensíticas reversíveis (TMR), se manifesta em certas ligas metálicas que, ao serem plasticamente deformadas a baixas temperaturas, retornam à forma inicial quando aquecidas.^(1,2) As temperaturas críticas de TMR são dependentes da composição química, da estrutura e da presença das fases martensíticas originadas pela têmpera de ligas do estado austenítico.⁽³⁾ Dentre as ligas com EMF destacam-se as ligas monocristalinas e policristalinas do sistema Cu-Al-Ni que despertam grande interesse para aplicações práticas em vários setores industriais e na medicina como sensores, elementos de força em atuadores, luvas de acoplamento, próteses humanas etc.⁽⁴⁾ Em geral, estas ligas apresentam características de EMF próximas, no entanto, as monocristalinas são mais caras e difíceis de serem fabricadas, e as policristalinas são mais frágeis. Atualmente, procuram-se métodos de fabricação das ligas policristalinas que sejam apropriados para alcançar não só uma melhor ductilidade, mas também as características de EMF desejáveis.⁽⁵⁾ O principal objetivo do presente trabalho é a caracterização estrutural de uma liga policristalina Cu-Al-Ni produzida no Brasil por técnica de fusão a plasma, no seu estado original (inicial) e após a deformação por compressão.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A liga policristalina de composição nominal Cu-13,8%Al-4%Ni (% em peso), foi produzida no Laboratório Multidisciplinar de Estruturas Ativas (LaMMEA) da Universidade Federal de Campina Grande (UFCG) através da técnica de fusão à plasma seguida de moldagem por injeção.⁽⁶⁾ Para o ensaio mecânico de compressão, o lingote fabricado (25 mm x 25 mm x 5 mm) foi cortado por disco diamantado para o corpo de prova com dimensões 4 mm x 4 mm x 8 mm (Figura 1).

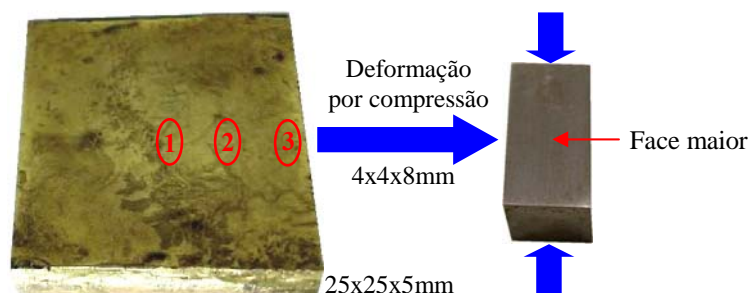


Figura 1. Lingote da liga e corpo de prova para os ensaios mecânicos de compressão.

O ensaio de deformação por compressão da liga, até atingir a fratura, foi realizado numa máquina Instron-5582, com a velocidade de aplicação de tensão 0,1 mm/min. A fim de revelar estrutura, a liga foi submetida à preparação metalográfica convencional por lixamento, polimento e ataque ($\text{FeCl}_3 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$).

As observações estruturais foram realizadas através das técnicas de microscopia ótica (Olympus-BX41M; Neophot-32), microscopia eletrônica de varredura (SSX-550) e microscopia de força atômica (Nanoscope-3D). A quantificação dos componentes estruturais foi feita a partir das micrografias obtidas usando o programa de análise de imagens (Scion Image-4032).

A composição química da liga e a distribuição dos elementos químicos na liga foram estudadas por meio de microanálise (EDS) e espectroscopia de emissão atômica por indução elétrica de plasma com gás argônio (ICP-AES).

A identificação das fases presentes na liga foi feita por difração de raios X de Cu-K α (XRD-7000) utilizando banco dos dados do programa JCPDS versão de 2006.

A densidade aparente (ρ_a) da liga foi medida através da pesagem hidrostática em água destilada e comparada com a densidade teórica (ρ_t) estimada de acordo com a composição química nominal da liga:⁽⁷⁾

$$\gamma_a = \frac{G_{ar}(\gamma_{ag} - \gamma_{ar})}{G_{ar} - G_{ag}} + \gamma_{ar}$$

$$\gamma_t = \sum_{i=1}^k \gamma_i C_i$$

G_{ar} e G_{ag} - peso da liga no ar e na água; γ_{ar} e γ_{ag} - densidade do ar e da água.

γ_i e C_i - densidade e fração de massa dos elementos químicos presentes na liga.

A microdureza Vickers da liga foi medida através de um dispositivo MHP-100, acoplado ao microscópio Neophot-32, utilizando uma carga constante de 30 g. Os valores de microdureza (HV, kgf/mm²) foram calculados pela seguinte expressão:⁽⁸⁾

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

P - carga aplicada; d - diagonal da impressão.

A resistividade elétrica da liga (ρ , $\mu\Omega\text{cm}$) foi medida pelo método de 4 terminais, utilizando uma fonte de tensão contínua (Tectronix-OS2520G) e um multímetro (Agilent-34420A), e calculada por:⁽⁹⁾

$$\rho = 2\pi s \frac{U}{I}$$

U - diferença de potencial elétrico, I - intensidade de corrente; s - distância entre os terminais.

3 RESULTADOS

A Tabela 1 apresenta os resultados da análise de composição química da liga obtidos através de dois métodos: microanálise (EDS) feita em área varrida e em dois pontos do mesmo grão (Figura 2) com correção por ZAF, e espectroscopia de emissão atômica (ICP-AES) feita por dissolução de uma pequena quantidade da liga.

Tabela 1. Composição química (% em peso) da liga no seu estado inicial

Método		Al	Ni	Cu
EDS-ZAF	em área	13,40	4,65	balanço
	em ponto 1	14,02	3,55	
	em ponto 2	14,08	3,67	
ICP-AES	por dissolução	14,30	3,90	
Média		13,95	3,94	

A Figura 2 mostra a área e os pontos de microanálise da liga junto com espectros de emissão de raios X.

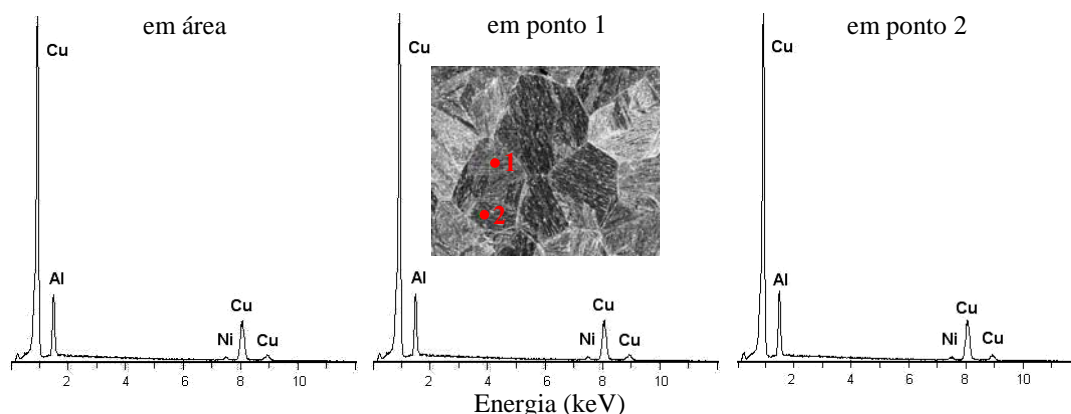


Figura 2. Espectros de emissão de raios X obtidos em área e em dois pontos da liga.

Na Figura 3 são apresentados mapas de uma região da liga obtidos em raios X característicos de Cu, Al e Ni e perfis de intensidade de emissão destes elementos químicos ao longo de uma linha.

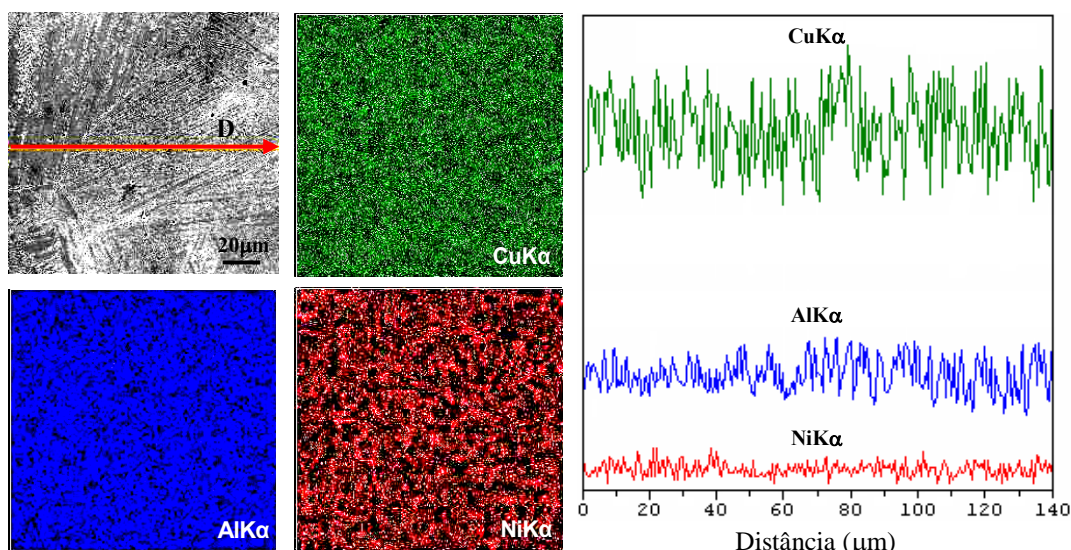


Figura 3. Mapas em raios X característicos de Cu, Al e Ni e microanálise em linha da liga.

A Tabela 2 apresenta a densidade teórica da liga estimada a partir da sua composição química nominal (CQ) e as densidades aparentes (γ , g/cm³) da liga no estado inicial e deformado, medidas através da pesagem hidrostática (PH), junto com o desvio padrão (σ , g/cm³).

Tabela 2. Densidade da liga avaliada através de dois métodos

Liga	Método	γ	σ
estado inicial	CQ	8,079	-
	PH	7,151	0,017
estado deformado	PH	7,222	0,051

As micrografias apresentadas na Figura 4, que foram obtidas através da microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), ilustram a microestrutura lamelar

martensítica existente no interior dos grãos e o contraste topográfico e de composição da liga no estado inicial.

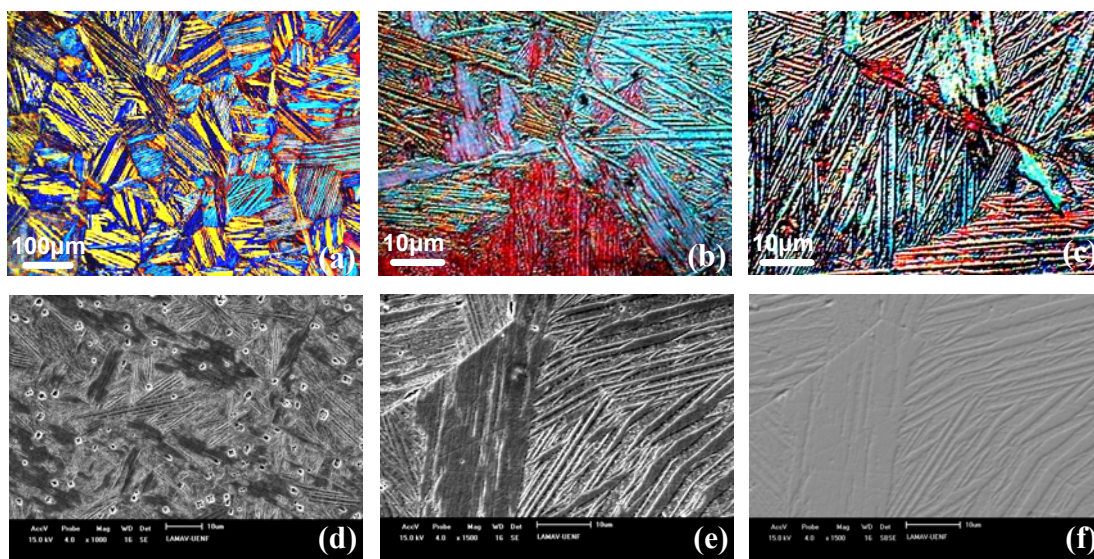


Figura 4. Microestrutura da liga no estado inicial: (a) MO, sem ataque, luz polarizada, 100x; (b,c) MO, ataque, interferência diferencial, 1.000x; (d,e) MEV, elétrons secundários, 1.000x e 1.500x; e (f) MEV, elétrons retroespalhados, 1.500x.

A Figura 5 mostra os resultados da análise da liga no estado inicial por microscopia de força atômica (AFM), apresentados na forma de imagens em 2D e 3D e perfis de rugosidade martensítica, visualizando também micro-poros presentes.

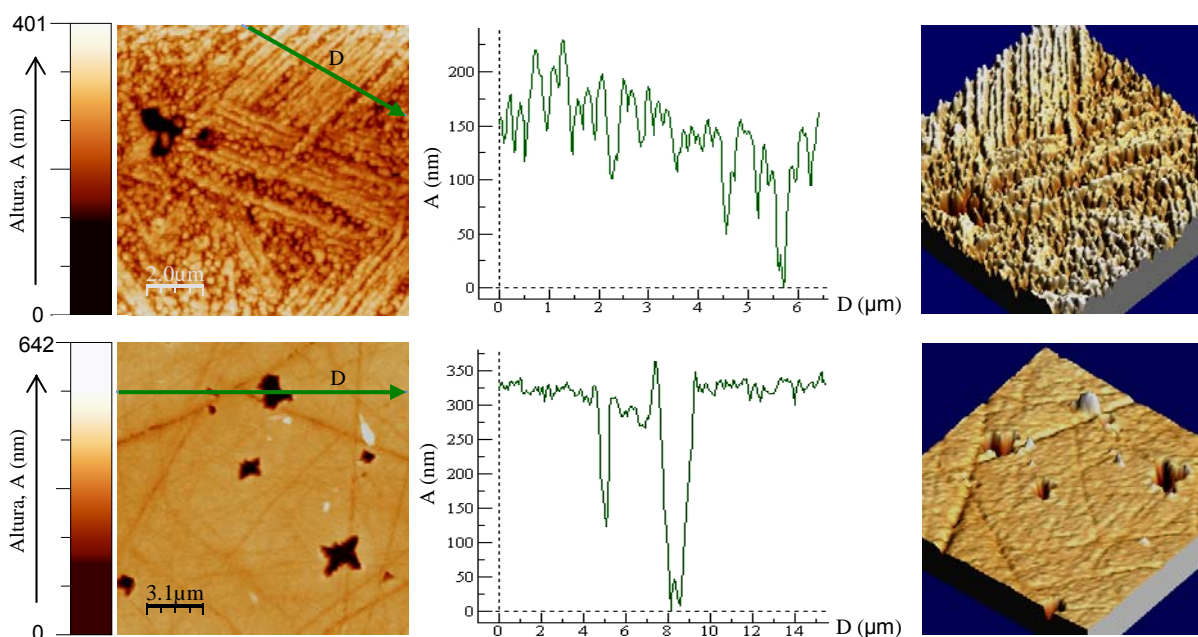


Figura 5. Aspecto topográfico da liga no estado inicial obtido por AFM.

As micrografias apresentadas na Figura 6, que foram obtidas através da microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), ilustram a microestrutura lamelar martensítica existente no interior dos grãos e o contraste topográfico da liga após a deformação por compressão.

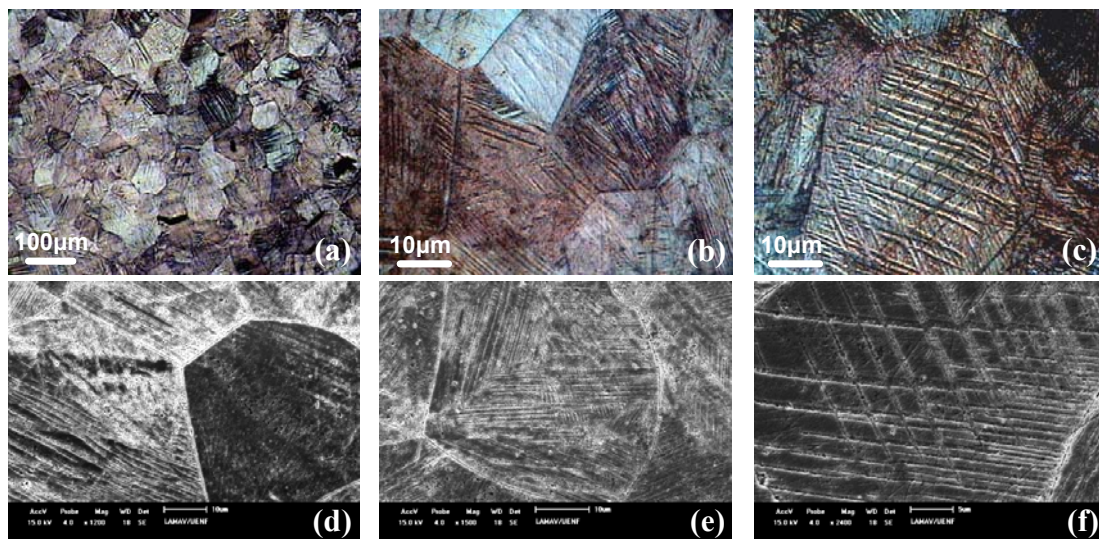


Figura 6. Microestrutura da liga deformada: (a) MO, ataque, luz polarizada, 100x; (b,c) MO, ataque, interferência diferencial, 1.000x; (d,e,f) MEV, elétrons secundários, 1.200x, 1.500x e 2.400x.

A Figura 7 e Tabela 3 apresentam as características granulométricas da liga no estado inicial e deformado referentes às regiões indicadas na Figura 1.

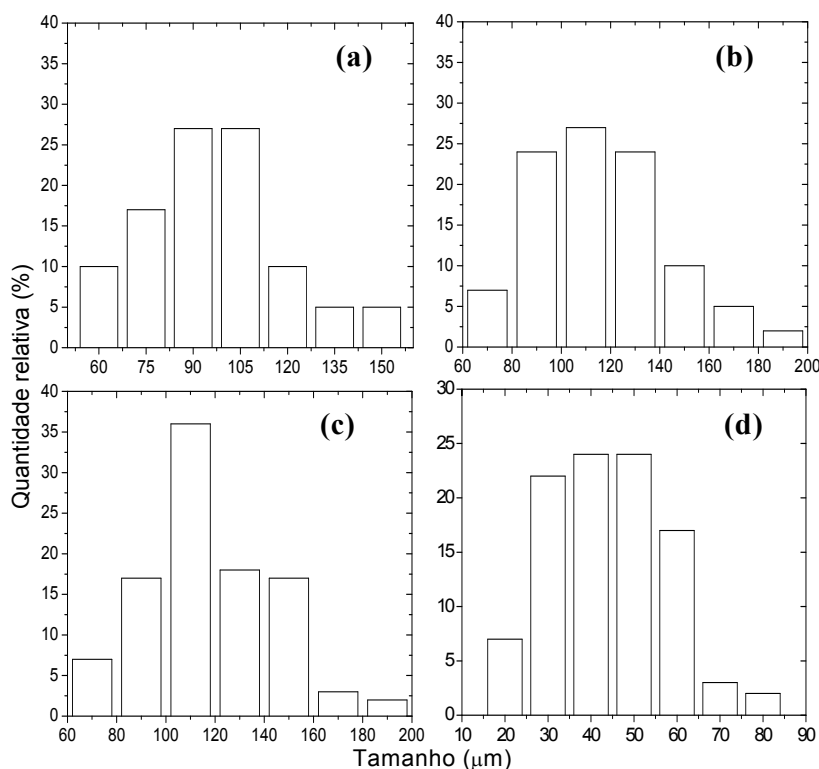


Figura 7. Distribuição dos grãos por seus tamanhos na liga: estado inicial região 1 (a); 2 (b); 3 (c); estado deformado face maior (c).

Tabela 3. Variação de tamanhos dos grãos (d_{min} e d_{max}) e tamanho médio de grão (d), junto com desvio padrão (σ), da liga no estado inicial e deformado (μm)

Liga	Região	d_{min}	d_{max}	d	σ
estado inicial	1	58	154	100	20
	2	67	183	110	30
	3	63	183	120	30
estado deformado	face maior	15	85	46	16

Os resultados de medidas de microdureza Vickers e resistividade da liga no estado inicial e deformado, que foram realizadas em diferentes regiões da liga indicadas na Figura 1, encontram-se nas Tabelas 4 e 5.

Tabela 4. Microdureza Vickers (HV, kgf/mm²), junto com desvio padrão (σ), da liga no estado inicial e deformado

Liga	Região	HV	σ
estado inicial	1	310	10
	2	320	10
	3	330	13
estado deformado	face maior	384	81

Tabela 5. Resistividade da liga (ρ , $\mu\Omega\text{cm}$), junto com desvio padrão (σ), da liga no estado inicial e deformado

Liga	Região	ρ_i	ρ	σ
estado inicial	1	11,46	11,61	0,13
	2	11,68		
	3	11,68		
estado deformado	face maior	-	19,90	0,96

A composição física da liga no estado inicial e deformado é ilustrada pelos difratogramas apresentados na Figura 8, indicando a presença das fases martensíticas β'_1 e γ'_1 , fase de alta temperatura β_1 e fase martensítica intermediária R, todas com as redes ordenadas.⁽¹⁰⁾

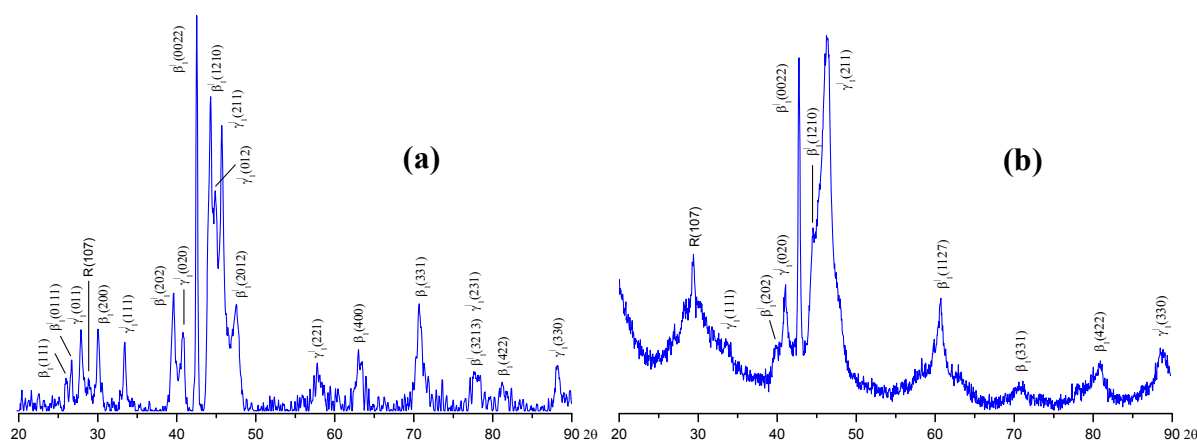


Figura 8. Difratogramas da liga: (a) estado inicial; e (b) estado deformado.

A Figura 9 apresenta a curva tensão – deformação da liga submetida ao ensaio de deformação por compressão, até atingir a fratura, e visão geral da amostra fraturada.

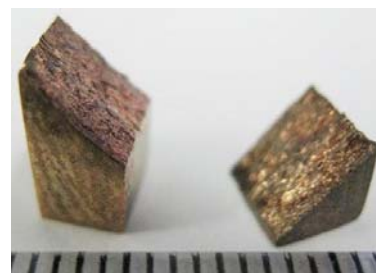
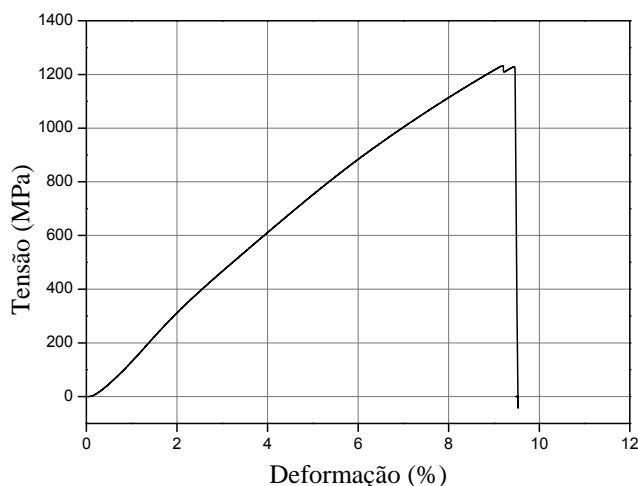


Figura 9. Curva tensão – deformação da liga e visão geral da amostra fraturada.

As micrografias obtidas por MEV e apresentadas na Figura 10 mostram o aspecto de fratura da liga examinada.

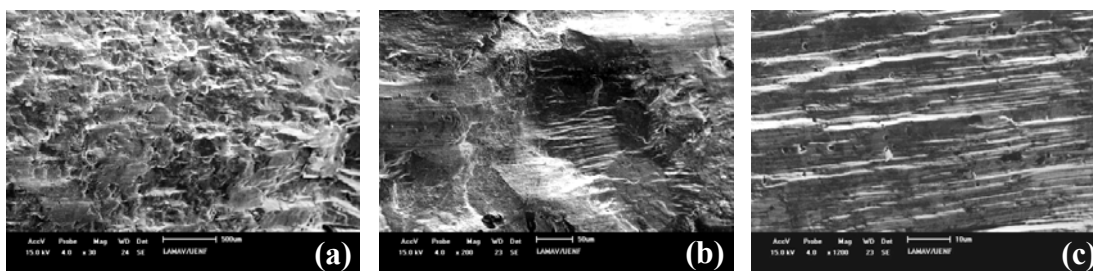


Figura 10. Superfície de fratura (MEV) da liga: (a) 30x; (b) 200x; e (c) 1.200x.

4 DISCUSSÃO

O estudo da composição química do lingote da liga feito através de microanálise (EDS-ZAF) e espectroscopia de emissão atômica (ICP-AES) mostrou que as concentrações de Al e Ni na liga são próximas aos valores fornecidos pelo produtor (Tabela 1 e Figura 2). De acordo com os resultados de mapeamento da liga em raios X característicos de Cu, Al e Ni e de microanálise ao longo de uma linha (Figura 3), a liga não apresenta a estrutura zonada, ou seja, não há a segregação química dos componentes.

A densidade teórica da liga estimada a partir de composição química nominal refere-se à densidade máxima que essa liga pode ter ($8,079 \text{ g/cm}^3$), servindo como referência para os valores obtidos através de pesagem hidrostática, Tabela 2. De um modo natural que a densidade aparente da liga no estado inicial apresenta o valor menor ($7,151 \text{ g/cm}^3$), sendo comparável com os valores que encontram-se na literatura.⁽¹⁰⁾ Após a deformação, a densidade aparente da liga aumenta levemente ($7,222 \text{ g/cm}^3$) devido, provavelmente, à diminuição de porosidade.

A microscopia ótica da liga no estado inicial (Figuras 4a, 4b e 4c), revela a microestrutura composta por grãos com morfologia martensítica. A martensita se manifesta na forma de plaquetas e finas lamelas, paralelas e cruzadas, que possuem diferentes orientações no interior dos grãos. As micrografias obtidas por elétrons secundários (MEV) (Figuras 4d e 4e), mostram, além do relevo martensítico da liga, a porosidade existente na liga. Como a imagem eletrônica (MEV) na Figura 4f apresenta fraco contraste de composição, conclui-se que as fases



presentes na liga não distinguem-se, praticamente, por seus coeficientes de emissão de elétrons retroespalhados, ou seja, a liga é homogênea em sua composição física. A microscopia de força atômica (AFM) (Figura 5), faz mais evidente os tamanhos micrométricos de lamelas martensíticas (~0,5µm) e poros (~2 µm) presentes na liga. A deformação por compressão, não muda morfologia martensítica da liga, bem como não altera consideravelmente tamanhos de plaquetas e lamelas martensíticas (Figuras 6a, 6b e 6c), porém leva à diminuição de porosidade na liga (Figuras 6d, 6e e 6f).

De acordo com os resultados de análise granulométrica (Figura 7 e Tabela 3), a liga no estado inicial apresenta uma grande variação de tamanhos dos grãos em todas as regiões examinadas (de 58 µm a 154 µm), tendo, nestas regiões, os perfis de distribuição dos grãos por seus tamanhos aproximadamente gaussianos e os tamanhos médios de grão muito próximos (100 µm, 110 µm e 120 µm). Entretanto, após a deformação, os tamanhos dos grãos da liga são essencialmente menores (Figura 7 e Tabela 3), que vão de tamanho mínimo de 15 µm até tamanho máximo de 85 µm, tendo o tamanho médio de 46 µm.

Os valores de microdureza, medidos nas três distantes regiões da liga não deformada (Tabela 4), são muito próximos (310HV, 320HV e 330HV) e apresentam um pequeno desvio em relação à média, o que indica sobre a presença das fases intermetálicas na liga e a homogeneidade do lingote da liga em composição física. Entretanto, após a deformação da liga, Tabela 4, nota-se um grande desvio dos valores de microdureza em relação à média (384HV).

Os valores de resistividade, medidos nas três distantes regiões da liga não deformada (Tabela 5), são muito próximos (11,46 µΩcm, 11,68 µΩcm e 11,68 µΩcm), tendo um pequeno desvio padrão em relação à média (11,61 µΩcm), o que comprova a homogeneidade da liga em composição química, física e estrutural. Entretanto, após a deformação da liga (Tabela 5), a resistividade aumenta e apresenta um maior desvio dos valores em relação à média (19,90 µΩcm).

A análise por difração de raios X da liga não deformada e deformada (Figura 8), revela a presença da fase martensítica β'_1 com a rede ortorrômbica ordenada do tipo 18R (Cu₃Al), fase martensítica γ'_1 com a rede ortorrômbica ordenada do tipo 2H (Cu₃Ti), fase martensítica intermediária R com a rede romboédrica ordenada do tipo Al₇Cu₄Ni e fase de alta temperatura β_1 com a rede cúbica ordenada do tipo DO₃ (BiF₃).⁽¹⁰⁾ De acordo com a relação entre as intensidades dos picos difratados, as fases β'_1 e γ'_1 prevalecem sobre as fases β_1 e R, entretanto, a ação de tensão aplicada faz com que a fração volumétrica da fase β_1 na liga diminua e das fases β'_1 e R aumentem, em virtude de ocorrência das transformações martensíticas $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 + \gamma'_1$ e $\beta'_1 + \gamma'_1 \rightarrow R$.⁽¹¹⁾

O comportamento mecânico da liga submetida à deformação por compressão caracteriza-se, em geral, pela sua resposta elástica sobre a tensão aplicada e pelo alto valor de tensão máxima de ~1250 MPa, à deformação de ~9,5%, que suporta antes de atingir a fratura (Figura 9), o que não é típico para as ligas policristalinas com EMF que apresentam o patamar de “pseudo-escoamento” e baixos valores de tensão máxima.⁽¹²⁾ Esta extensa região elástica da curva tensão – deformação é proveniente de elasticidade da martensita que predomina na estrutura da liga e reorientação cristalográfica das fases martensíticas no interior dos grãos provocada pela tensão aplicada, sendo que a reorientação das martensitas pode ser não completa e algumas variantes martensíticas podem permanecer até mesmo a elevadas tensões.⁽¹¹⁾ Além disso, como a tensão externa aplicada à liga gera

deformações e imperfeições estruturais que diferem de grão para o grão, o desenvolvimento das transformações martensíticas e a reorientação das martensitas não ocorrem simultaneamente e de maneira semelhante em todos os grãos. Por estas razões, os valores de microdureza e resistividade da liga deformada são maiores comparando com o estado inicial e apresentam um grande desvio em relação à média (Tabelas 4 e 5).

A amostra da liga submetida à deformação por compressão sofreu a fratura ao longo de seção transversal deslocando sua superfície através de planos de deslizamento com aproximadamente 45° em relação à direção da carga aplicada (Figura 9). A superfície fraturada exhibe características de fratura frágil do tipo “*river patterns*” (riacho), com uma mistura de fratura intergranular e transgranular, conforme pode ser visualizado na Figura 10. Convém mencionar que o processo de fratura desta liga martensítica é complexo, pois envolve, além de deformação elástica com pouca participação de deformação plástica do material, as transformações martensíticas reversíveis conduzidas pela tensão como $\beta_1 \leftrightarrow \beta'_1 + \gamma'_1$ e $\beta'_1 + \gamma'_1 \leftrightarrow R$. O aspecto de fratura da liga está de acordo com os trabalhos^(11,12) onde foi avaliado o efeito da deformação na microestrutura de um policristal e monocristal Cu-Al-Ni de composição comparável.

5 CONCLUSÕES

A liga da composição Cu-13,8%Al-4%Ni (% em peso), obtida pela técnica de fusão a plasma seguida de moldagem por injeção, apresenta alta homogeneidade química e física, sendo composta por grãos de tamanhos variados de 58 μm a 154 μm , que em distintas regiões do lingote possuem os valores médios próximos a 110 μm .

Os grãos da liga têm morfologia martensítica, sendo formados por plaquetas e finas lamelas martensíticas, paralelas e cruzadas, de tamanhos micrométricos ($\sim 0,5 \mu\text{m}$), com diferentes orientações no interior dos grãos.

A liga obtida é constituída por fases martensíticas β'_1 e γ'_1 que predominam na liga e fases de alta temperatura β_1 e martensítica intermediária R com pouca participação, todas com a rede ordenada. A presença destas fases é devido à solidificação rápida da pequena massa de metal líquido injetado em uma coquilha metálica (têmpera moderada).

A liga submetida à deformação por compressão apresenta, em geral, o comportamento elástico, até atingir a fratura a uma tensão de $\sim 1.250 \text{ MPa}$ e uma deformação de $\sim 9,5\%$, devido à predominância das fases martensíticas elásticas na estrutura da liga. A superfície fraturada exhibe características de fratura frágil do tipo “*river patterns*”, com uma mistura de fratura intergranular e transgranular.

A tensão aplicada à liga gera deformações e imperfeições estruturais que diferem de grão para o grão, provocando a realização das transformações de fases no sentido de formação das fases martensíticas e a reorientação das martensitas que não são idênticas em todos os grãos da liga, o que foi comprovado pela medida de microdureza e resistividade da liga deformada.

Agradecimentos

Os pesquisadores deste trabalho agradecem o apoio à pesquisa concedido pelo CNPq, FAPERJ e PIBIC/UENF. Agradecimentos especiais ao professor Herval Ramos Paes Junior (UENF-LAMAV) pela realização de medida de resistividade.



REFERÊNCIAS

- 1 OTSUKA, K.; WAYMAN, C.M (Eds.). **Shape Memory Materials**. Cambridge, UK: Cambridge University Press, 1998.
- 2 OTSUKA, K.; REN, X. Martensitic Transformation in Nonferrous Shape Memory Alloys. **Materials Science and Engineering A**. vol.273-275, p.89-105, 1999.
- 3 KNEISSL, A.C.; UNTERWEGER, E.; BRUNCKO, M.; LOJEN, G.; MEHRABI, K, SCHERNGELL, H. Microstructure and Properties of NiTi and CuAlNi Shape Memory Alloys. **Metalurgija – Journal of Metallurgy (MJoM)**. vol.14, nº.2, p.89-100, 2008.
- 4 CHEN, H.R. (Ed.). **Shape Memory Alloys: Manufacture, Properties and Applications**. 1st ed. New York: Nova Science Publishers Inc., 2010.
- 5 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. 2008. Santos, SP, Brasil. CD-ROM. p.2680-2689.
- 6 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**. In: 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. 2006. Foz do Iguaçu, PR, Brasil. CD-ROM. p.5264-5275.
- 7 DOMBROVSKIY, Y.M. **Propriedades Físicas de Metais e Ligas**. Rostov, Rússia, DGTU, 2004 (em russo).
- 8 SOUZA, S.A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos**. 6ª reimpr. São Paulo, Edgard Blucher, 1993.
- 9 GIROTTO, E.M.; SANTOS, I.A. Medidas de Resistividade Elétrica DC em Sólidos: Como efetuá-las corretamente. **Química Nova**, vol.25, nº.4, p.639-647, 2002.
- 10 MATLAKHOV, A.N.; PEREIRA, E.C.; ARAÚJO, C.J.; MATLAKHOVA, L.A. **Estudo da Liga Policristalina Cu-Al-Ni Submetida a Tratamentos Termo-cíclicos**. In: 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Porto de Galinhas, PE, Brasil. nov. 2008.
- 11 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.
- 12 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.