

# PROPRIEDADES E ESTRUTURA DE LIGAS MONO E POLICRISTALINA Cu-Al-Ni E POLICRISTALINA Cu-Al-Ni-Mn-Ti TERMICAMENTE TRATADAS\*

Pedro Augusto Silva de Lima<sup>1</sup>  
Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova<sup>2</sup>  
Carlos José de Araújo<sup>3</sup>

## Resumo

As ligas do sistema Cu-Al-Ni sofrem Transformações Martensíticas Reversíveis (TMR) e podem apresentar Efeitos Não Elásticos, incluindo o Efeito de Memória de Forma (EMF). Elas podem ser utilizadas nas diversas áreas e são promissoras para substituir ligas do sistema Ni-Ti. Neste trabalho foram estudadas três ligas distintas: monocristalina e policristalina Cu-Al-Ni e policristalina Cu-Al-Ni-Mn-Ti, dando atenção a análise da estrutura e comportamento mecânico, em seu estado inicial e após tratamento de betatização. Nas três ligas foram identificadas as fases martensíticas  $\beta'_1$  e  $\gamma'_1$  e as fases R e  $\beta_1$ . A liga Cu-Al-Ni-Mn-Ti ainda apresentou o composto  $\text{Cu}_2\text{AlTi}$ . Durante a deformação, as três ligas sofreram TMR, induzidas por tensão, com reorientação das fases envolvidas. O tratamento de betatização aumentou a plasticidade, sendo mais notável na liga policristalina Cu-Al-Ni. A liga Cu-Al-Ni-Mn-Ti se mostrou como a mais frágil, sofrendo a fratura antes de alcançar 10% de deformação. A liga monocristalina se mostrou a mais promissora para realizar EMF, revelando maior deformação armazenada no patamar de pseudo-escoamento.

**Palavras-chave:** Transformações Martensíticas reversíveis; Ligas Cu-Al-Ni e Cu-Al-Ni-Mn-Ti; Efeitos não elásticos; Efeito de memória de forma.

## PROPERTIES AND STRUCTURE OF MONO AND POLICRYSTALLINE CU-AL-NI AND POLICRYSTALLINE CU-AL-NI-MN-TI ALLOYS AFTER HEAT TREATMENT

### Abstract

The alloys of Cu-Al-Ni system suffer Reversible Martensitic Transformations (RMT) and can present Non Elastic Effects, including Shape Memory Effect (SME). They can be utilized in different technical fields and are promising to replace TiNi alloys. The aim of the work was to study the structure and mechanical behavior of three different alloys: monocrystalline and polycrystalline Cu-Al-Ni and polycrystalline Cu-Al-Ni-Mn-Ti, in initial state and after betatization heat treatment. Phase analysis determined martensites  $\beta'_1$  and  $\gamma'_1$ , R and  $\beta_1$  phases. The Cu-Al-Ni-Mn-Ti alloy also presented compound  $\text{Cu}_2\text{AlTi}$ . During deformation, alloys suffered RMT induced by stress, and phase reorientation. The heat treatment raised the alloys plasticity, being most remarkable for the polycrystalline Cu-Al-Ni. More fragile Cu-Al-Ni-Mn-Ti alloy suffered cracking before 10%. The monocrystalline alloy proved as most promised for SME, revealing greater deformation in pseudo-yield plateau.

**Keywords:** Reversible martensitic Transformations; Cu-Al-Ni and Cu-Al-Ni-Mn-Ti alloys; Non elastic effects; Shape memory effect.

<sup>1</sup> Mestrando em Ciência e Engenharia de Materiais, Pós-graduando, Estudante, Centro de Ciências e Tecnologia (CCT) / Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV), Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro (UENF), Campos dos Goytacazes, Rio de Janeiro, Brasil.

<sup>2</sup> Doutora em Ciência de Materiais Metálicos e Tratamentos Térmicos, Ph. D., Professora Associada, CCT/LAMAV, UENF, Campos dos Goytacazes, Rio de Janeiro, Brasil.

<sup>3</sup> Doutor em Engenharia Mecânica e de Materiais, Dr., Professor Associado, Departamento de Engenharia Mecânica/Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Os materiais que sofrem Transformações Martensíticas Reversíveis (TMR) e exibem Efeitos Não Elásticos (ENE) incluindo o Efeito de Memória de Forma (EMF) e Super Elasticidade, têm grande importância tecnológica, por sua funcionalidade tanto como atuador quanto como sensor [1,2, 3]. São conhecidos mais de dez sistemas metálicos capazes de exibir ENE. As mais pesquisadas e amplamente utilizadas são as ligas a base de TiNi, conhecidas como Nitinol [2, 3, 4].

Ligas à base de compostos intermetálicos  $\beta$ , encontradas em sistemas de cobre com um ou mais elementos, como Zn, Al, Ni [1, 2], apresentam, em relação a Nitinol, desvantagem de menores parâmetros do ENE, porém possuem maiores condutividade térmica e elétrica, conformabilidade e facilidade na usinagem [3, 4].

Uma análise comparativa da estrutura e comportamento mecânico de três diferentes ligas do mesmo sistema, a saber, ligas monocristalina e policristalina Cu-Al-Ni e policristalina Cu-Al-Ni com adição de Ti e Mn, no estado como recebidas e após o tratamento térmico de betatização, é o foco desse trabalho.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Descrição das ligas em estudo

No presente trabalho foram analisadas três ligas do sistema Cu-Al-Ni, que se diferem em composição química e métodos de fabricação, resultando em duas policristalinas e uma monocristalina. As duas primeiras foram produzidas pela Universidade Federal de Campina Grande (UFCG), estado da Paraíba, Brasil, no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA). As ligas foram fabricadas pela técnica de fusão ao ar em forno de indução, refundidas a plasma e moldadas por injeção num molde metálico [5]. A terceira foi produzida na Universidade Técnica de São Petersburgo (Rússia).

Na Tabela 1 encontra-se a composição nominal das ligas (% em peso), onde também foi definida uma nomenclatura abreviada.

**Tabela 1.** Composição nominal e nomenclatura abreviada das ligas

Liga analisada	Nomenclatura abreviada
Monocristalina 82,1%Cu-13,7%Al-4,2%Ni	M CAN
Policristalina 82,2%Cu-13,8%Al-4,0%Ni	P CAN
Policristalina 12,6%Al-5,0%Ni-2,0%Mn-1,0%Ti	P CAN-TM

### 2.2 Preparação metalográfica

A partir dos lingotes como recebidos, foram obtidos corpos de prova em dimensões apropriadas para ensaios mecânicos. Para a microscopia ótica, foi escolhida a face submetida ao corte, que foram lixadas e polidas, ambas pelo método manual. Estas faces foram atacadas quimicamente com a solução composta de: 18% CH<sub>3</sub>COOH (ácido acético), 17% água destilada e 65% HNO<sub>3</sub> (ácido nítrico).

### 2.3 Descrição das análises realizadas

Todos os equipamentos descritos a seguir se encontram no Centro de Ciências e Tecnologia (CCT) da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro

(UENF), pertencentes ao Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV) ou ao Laboratório de Ciências Físicas (LCFIS).

### 2.3.1 Identificação das fases

Para identificar as fases presentes nas ligas analisadas, foi utilizada a técnica difratométrica. Os equipamentos utilizados foram: o difratômetro Shimadzu XRD-7000, que se encontra no LAMAV, e o difratômetro Rigaku ULTIMA IV, que se encontra no LCFIS. Os parâmetros de difração utilizados foram a radiação Cu-K $\alpha$  médio, em faixa de varredura angular de 20 a 90° em 2 $\theta$ , com passo angular de 0,05° e tempo de acumulação de 3 segundos, operando a 40kV e 30mA. A posição dos corpos de prova, após várias solicitações, foi mantida a mesma, para observar possível reorientação das lamelas martensíticas. As distâncias interplanares dos picos de difração foram calculadas pela equação de Bragg [6]:

$$d = \lambda / 2\text{sen}(\theta) \quad (1)$$

onde: d - distância interplanar (nm);

$\theta$  - ângulo de difração (graus);

$\lambda = 0,154178\text{nm}$  - comprimento de onda médio da radiação de Cu-K $\alpha$ .

Os picos identificados foram comparados com os padrões disponibilizados pelo banco de dados ICDD PDF-2 Release 2013.

### 2.3.2 Microscopia ótica

Para a análise microscópica, foi utilizado o microscópio ótico Neophot-32. As observações estruturais foram executadas em diferentes aumentos, ao ar e por imersão em óleo, através de vários métodos de iluminação: Campo Claro (CC), Luz Polarizada (LP) e Interferência Diferencial (ID) [6].

### 2.3.3 Tratamento Térmico de Betatização

Os corpos de prova das ligas analisadas foram submetidos a tratamento térmico de betatização, que incluiu o recozimento a uma temperatura de 850°C, durante 15 minutos, no estado de fase  $\beta$  estável, seguido de têmpera em água à temperatura ambiente. No tratamento, foi utilizado o forno da marca FDG, modelo 3P-S.

### 2.3.4 Ensaio Mecânicos

Os corpos de prova das ligas, nos estados iniciais e betatizados, foram submetidos a ensaios de compressão, até atingir 8 e 10% de deformação total, com carregamento e descarregamento controlados, com velocidade de deformação de 0,1mm/min. O equipamento utilizado foi a máquina de ensaios universal Instron 5582.

### 2.3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Microanálise EDS

Foi realizada análise química através do método de microanálise por EDS e mapeamento por raios X característicos, para identificação da distribuição dos elementos presentes nas ligas. Na análise por MEV, foram obtidas imagens das superfícies com aumentos acima de 1000 vezes, geradas por elétrons secundários ou retro espalhados. O microscópio utilizado para a MEV foi fabricado pela SHIMADZU, modelo SUPER SCAN SSX-550.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Identificação das fases presentes

Na Figura 1 são apresentados os difratogramas das ligas nos estados como recebidas e termicamente tratadas. As fases presentes, identificadas nas ligas foram as seguintes:

- $\beta_1$  de alta temperatura, ordenada do tipo  $\text{BiF}_3$  [7];
- $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ , com estrutura romboédrica [8, 9] denominada em trabalhos de Pereira, Matlakhov e Matlakhova como a fase R [10, 11];
- martensita  $\gamma'_1$ , com a rede ordenada do tipo  $\text{Cu}_3\text{Ti}$  [12];
- martensita  $\beta'_1$ , ordenada do tipo  $\text{AlCu}_3$  [13] e
- $\text{Cu}_2\text{AlTi}$ , com a rede ordenada do tipo  $\text{Cu}_2\text{AlZr}$ , de estrutura cristalina cúbica [14].

As análises dos resultados mostraram que houve alteração na participação das fases presentes nas ligas após tratamento térmico. Isto foi inferido pela não identificação ou surgimento de novos picos e alteração na intensidade relativa de alguns picos, sugerindo o desenvolvimento de TMR e reorientação das fases. A análise está disposta na Tabela 2.

**Tabela 2.** Principais alterações nos picos de difração das ligas após tratamento térmico

Liga	Aumento	Diminuição	Aparecimento	Não identificação
M_CAN	$(011)_{\gamma'_1}$ ; $(107)_R$ ; $(111)_{\gamma'_1}$ ; $(221)_{\gamma'_1}$ ; $(1127)_{\beta'_1}$ ; $(331)_{\beta'_1}$	$(200)_{\beta_1}$ ; $(400)_{\beta_1}$	Não houve	Não houve
P_CAN	$(200)_{\beta_1}$ ; $(2012)_{\beta'_1}$ ; $(422)_{\beta_1}$	$(0022)_{\beta'_1}$ ; $(012)_{\gamma'_1}$	$(111)_{\beta_1/\beta'_1}$ ; $(220)_{\beta_1}$ ; $(0117)_R$ ; $(1025)_R$ ; $(0225)_R$	$(110)_{\gamma_1}$ ; $(011)_{\gamma_1}$ ; $(107)_R$ ; $(111)_{\gamma_1}$ ; $(202)_{\beta'_1}$ ; $(1210)_{\beta'_1}$ ; $(211)_{\gamma_1}$ ; $(119)_R$ ; $(221)_{\gamma_1}$ ; $(1127)_{\beta'_1}$ ; $(400)_{\beta_1}$ ; $(331)_{\beta_1}$
P_CAN-TM	$(110)_R$ ; $(211)_{\gamma_1}$ ;	$(015)_R$ ; $(201)_{\gamma'_1}$ ; $(220)_{\text{Cu}_2\text{AlTi}}$ ; $(422)_{\text{Cu}_2\text{AlTi}}$ ; $(551)_{\beta_1}$	$(1012)_{\beta'_1}$ ; $(114)_R$ ; $(021)_R$ ; $(320)_{\beta_1}$ ; $(212)_{\gamma_1}$ ; $(122)_{\gamma_1}$ ; $(317)_{\beta'_1}$ ; $(331)_{\beta_1}$ ; $(400)_{\gamma_1}$ ; $(004)_{\gamma_1}$ ; $(330)_{\gamma_1}$	$(101)_R$ ; $(111)_{\text{Cu}_2\text{AlTi}}$ ; $(107)_R$ ; $(111)_{\gamma_1}$ ; $(201)_{\gamma_1}$ ; $(202)_{\beta'_1}$ ; $(2012)_{\beta'_1}$ ; $(208)_R$ ; $(2128)_{\beta'_1}$ ; $(300)_R$ ; $(014)_{\gamma_1}$ ;

De acordo com a análise realizada, foi determinado que:

1. Na liga M\_CAN, as fases martensíticas  $\gamma'_1$  e  $\beta'_1$  e a fase R aumentaram, enquanto a fase  $\beta_1$  diminuiu sua participação;
2. A liga P\_CAN teve uma notável alteração na participação das fases presentes, principalmente no aumento da fase  $\beta'_1$  e R e diminuição das fases martensíticas  $\gamma'_1$  e  $\beta'_1$ ;
3. A liga P\_CAN-TM sofreu uma grande alteração em sua composição física, derivada principalmente da transformação de  $(\beta'_1 + \gamma'_1)$  para  $(R + \gamma'_1)$  reordenada).

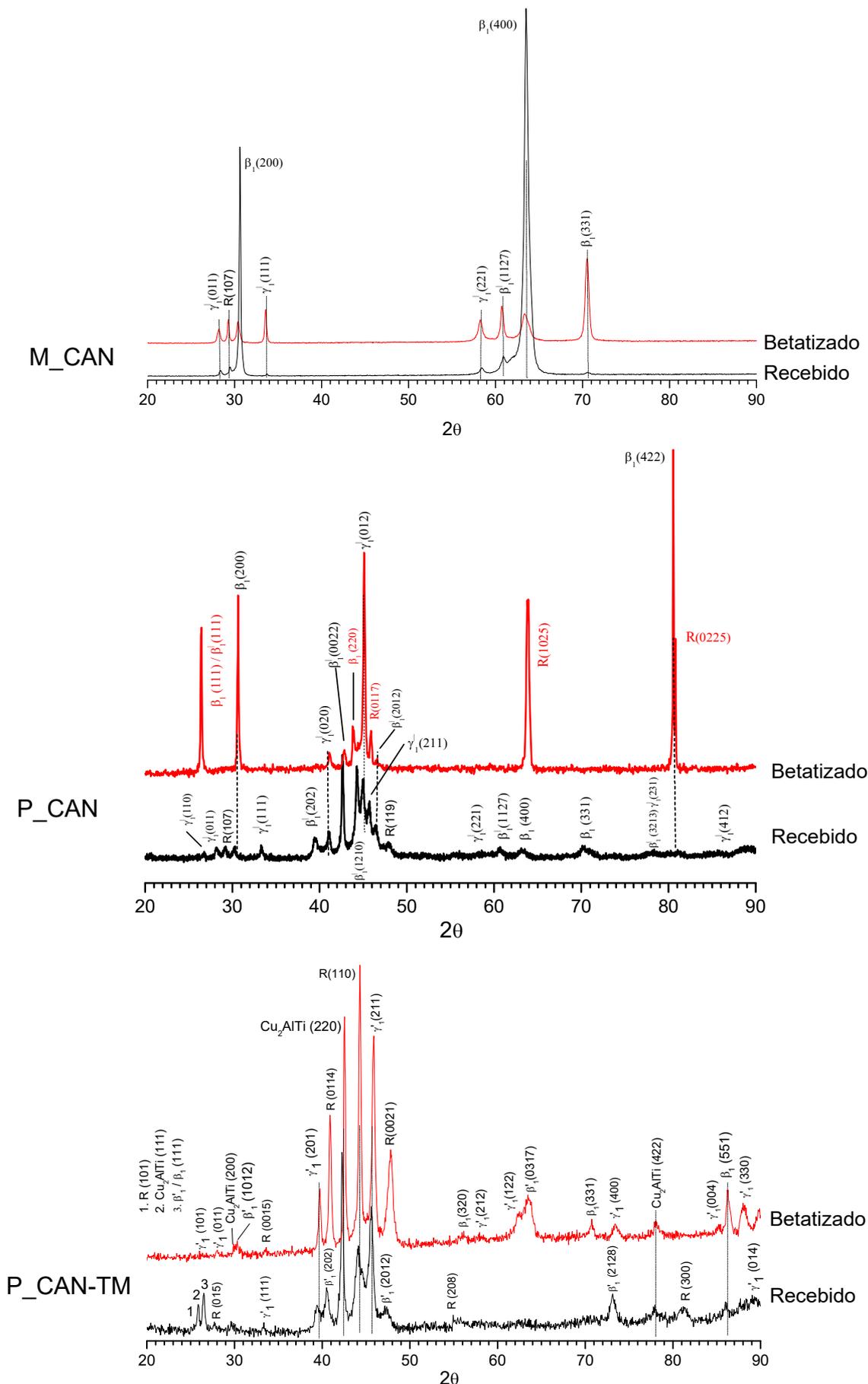
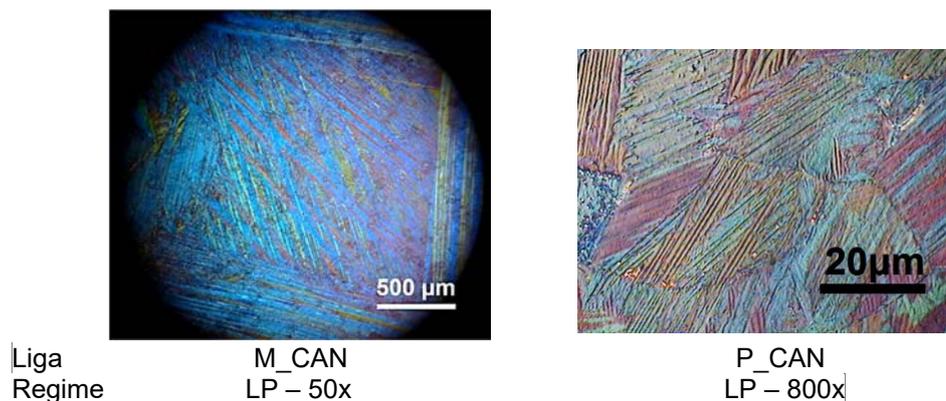


Figura 1. Difratogramas das ligas analisadas nos estados como recebido e betatizado.

### 3.2 Microestrutura

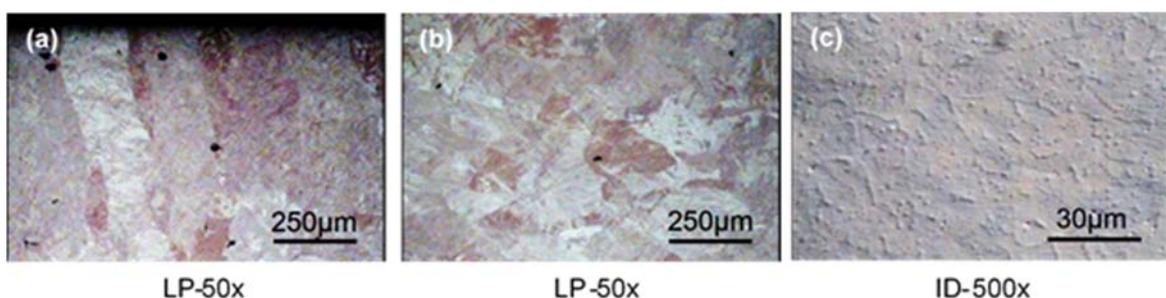
Na Figura 2 são apresentadas micrografias das ligas M\_CAN e P\_CAN no estado como recebido. A liga monocristalina revelou lamelas martensíticas de várias espessuras, paralelas ou cruzadas em V, distribuídas em sub-blocos laterais e um central. Nas bordas é possível verificar uma direção preferencial das lamelas em um sentido, tendendo a ficarem paralelas, como também demonstrado em outros trabalhos [10].

A liga policristalina P\_CAN revelou uma microestrutura formada por grãos equiaxiais, possuindo no seu interior lamelas martensíticas, paralelas e cruzadas em V, de várias espessuras e em várias direções, já detalhado em outro trabalho dos mesmos autores [15]. Ligas de composições parecidas foram analisadas, revelando microestruturas similares [16, 17].



**Figura 2.** Micrografias das ligas M\_CAN e P\_CAN no estado como recebido.

A Figura 3 apresenta micrografias da liga policristalina P\_CAN-TM no estado inicial. O lingote como recebido apresentou a microestrutura típica de fundição, com grãos alongados (colunares) que vão da periferia do corpo de prova (Figura 3-a) para o centro (Figura 3-b), onde os grãos são equiaxiais e de menor dimensão, comparando com os colunares. Em maiores aumentos, precipitados da fase intermetálica  $\text{Cu}_2\text{AlTi}$  foram revelados como inclusões cilíndricas, que aparecem nas seções de corte em forma retangular e circular (Figura 3-c).



**Figura 3.** Micrografias da liga P\_CAN-TM no estado inicial.

Na Figura 4 são apresentadas as micrografias das mesmas ligas após o tratamento térmico aplicado. A liga M\_CAN, durante o tratamento térmico, sofreu TMR que causaram a formação de maclas e linhas de deslizamento ao longo de toda a superfície (Figura 4).

Após a betatização, a liga P\_CAN apresentou grãos equiaxiais, de vários tamanhos, alguns de quais com lamelas martensíticas grossas em seu interior. Apoiando-se

nas análises da DRX, conclui-se que se tratam dos grãos da fase  $\beta_1$ , parcialmente transformados pelo mecanismo martensítico para as fases R (intermediária), e martensitas  $\beta'_1$  e  $\gamma'_1$ , provavelmente pela reação  $\beta_1 \rightarrow R \rightarrow \beta'_1/\gamma'_1$ .

A liga P\_CAN-TM continuou com a microestrutura típica da fundição, ou seja, o tempo de betatização foi insuficiente para recristalização completa.

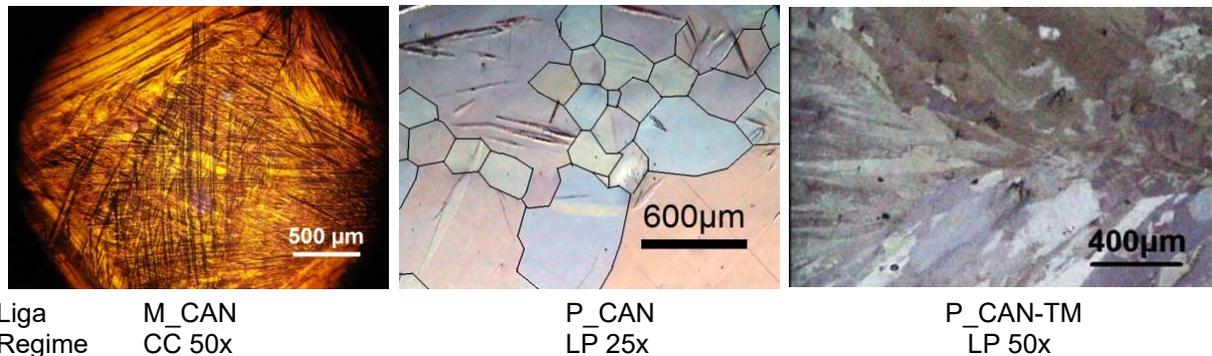


Figura 4. Micrografias das ligas tratadas termicamente.

### 3.3 Microanálise química

A liga P\_CAN já foi previamente analisada pelos autores [15]. Em resumo, esta liga apresenta uma uniformidade dos elementos presentes, tanto no interior dos grãos como nos contornos, comprovando uma homogeneidade química e física.

Os resultados da microanálise química realizada por EDS/MEV para a liga P\_CAN-TM são mostradas nas Figuras 5 e 6. A Figura 5 apresenta os mapas em raios X característicos de Cu, Ni, Ti, Al e Mn, para uma região de análise que tem como foco um precipitado. A Figura 6 apresenta uma micrografia por MEV, com indicações das regiões onde foi realizada análise química pontual por EDS. Os resultados quantitativos se encontram na Tabela 3.

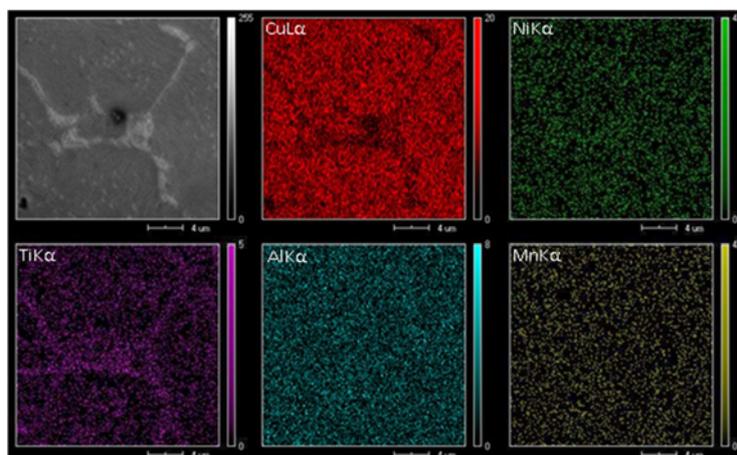
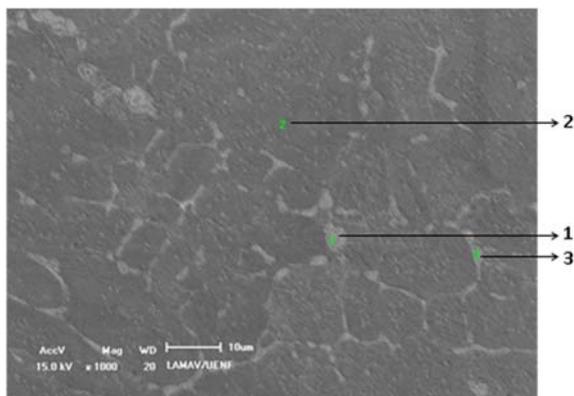


Figura 5. Mapa de distribuição dos elementos químicos (EDS/MEV) presentes na liga P\_CAN-TM no estado inicial.

Observa-se que a distribuição dos elementos químicos Al e Mn, pelas imagens obtidas por microanálise (Figura 5), revelaram uniformidade, diferente dos elementos Cu e Ti. Há uma carência de cobre na região do precipitado intermetálico em relação à fase que o circunda, enquanto o titânio demonstrou-se com maior concentração no precipitado em relação à fase circundante. A distribuição do elemento químico Ni tem um ligeiro aumento na sua concentração, nos precipitados.



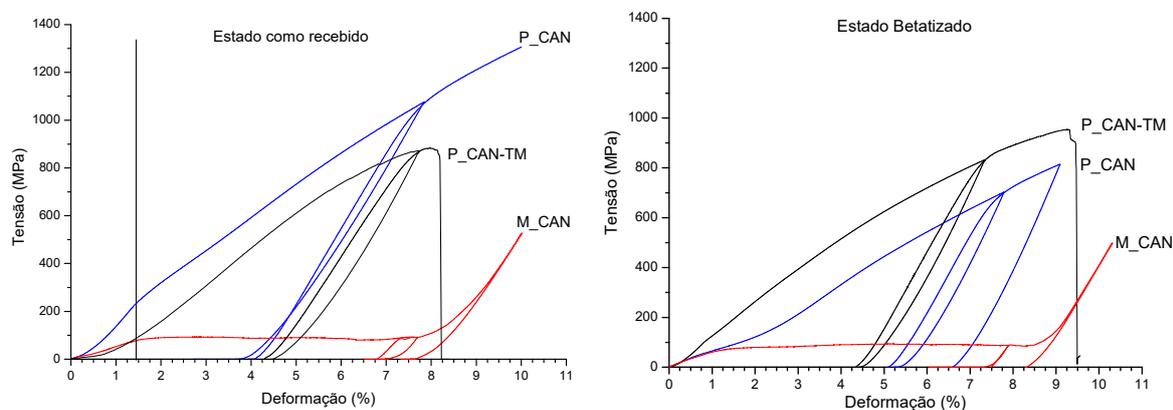
**Figura 6.** Micrografia obtida por MEV da liga P\_CAN-TM no estado inicial, onde se indicam regiões de análise pontual por EDS.

**Tabela 3.** EDS pontual da liga P\_CAN-TM no estado inicial

Ponto analisado	Presença dos elementos químicos (% em peso)				
	Cu	Al	Ni	Mn	Ti
1	73,3	11,5	7,6	2,6	5,0
2	81,3	11,7	5,2	1,8	0
3	68,6	12,4	11,0	1,8	6,2

### 3.4 Comportamento mecânico das ligas

As curvas tensão-deformação das ligas no estado como recebido e após tratamento térmico são apresentadas na Figura 7. Na Tabela 3 encontram-se resultados das medições dos comprimentos dos corpos de prova, antes e após deformações, nos quais se baseiam os cálculos de deformação residual.



**Figura 7.** Curvas tensão deformação das três ligas.

**Tabela 3.** Comprimento dos corpos de prova das ligas analisadas

Corpo de prova	Estado	Comprimento (mm)		
		Não deformado	1ª Deformação	2ª Deformação
M_CAN	Inicial	10,58	9,58	9,65
	Betatizada	10,31	9,55	9,48
P_CAN	Inicial	7,88	7,57	7,42
	Betatizada	13,33	12,67	12,48
P_CAN-TM	Inicial	8,86	8,52	Fraturado
	Betatizada	9,56	9,13	Fraturado

A liga **M\_CAN no estado como recebida**, no início, experimentou um regime elástico não linear, seguido pelo patamar de pseudo-escoamento, típico para as ligas monocristalinas com TMR. O limite de pseudo-escoamento é de aproximadamente 100MPa. Após 7,7% de deformação total e descarga, a liga recupera parcialmente a deformação, ficando com 6,9% de deformação residual. Com o retorno do carregamento, a liga é deformada até 10%, acumulando 8,8% de deformação residual. O patamar de pseudo-escoamento finalizou em aproximadamente 8%, onde entrou na etapa de deformação elástica, alcançando a tensão máxima de 520MPa.

A liga **M\_CAN betatizada** se comportou de maneira muito similar em comparação com seu estado como recebido. O patamar de pseudo-escoamento revelado ficou abaixo de 100MPa, com limite de aproximadamente 8% de deformação, acumulando 7,4% de deformação residual. A partir de 8%, a liga começou a se deformar elasticamente, alcançando uma tensão máxima de 498MPa para se deformar até 10%, acumulando 8,0% de deformação residual.

A liga **P\_CAN no estado como recebida**, após a primeira deformação, acumulou uma deformação plástica de 3,9% dos 8% aplicados, também relacionada com as TMR desenvolvidas. Após a segunda deformação, a liga acumulou 5,8% dos 10% aplicados, chegando a uma tensão total de 1300MPa.

A liga **P\_CAN betatizada**, na primeira deformação, precisou de uma tensão máxima de 700MPa, acumulando 5,0% residuais dos 8% de deformação aplicada. Na segunda deformação, a liga se deformou quase elasticamente, atingindo o nível de tensão máxima da solicitação anterior, e seguiu com participação de deformação plástica. Nessa etapa, apenas foi atingido 9,1% de deformação total, acumulando 6,4% residuais, sendo necessário 817MPa de tensão total.

A liga **P\_CAN-TM no estado como recebida**, na primeira deformação, necessitou de uma tensão máxima de 870MPa para alcançar os 8% de deformação, acumulando 4,3%. Na segunda deformação, a liga começou a fraturar em aproximadamente 8,2% de deformação, não alcançando a deformação planejada de 10% total, atingindo uma tensão máxima de 880MPa. A microestrutura pode ter influenciado nos resultados obtidos, uma vez que grãos típicos do processo de fundição (grãos colunares e grandes na periferia e equiaxiais e menores no centro, Figura 3-a,b) causam grande anisotropia nas propriedades mecânicas.

A liga **P\_CAN-TM betatizada**, durante a primeira deformação, precisou de uma tensão de 826MPa para alcançar 8% de deformação, acumulando até 3,8% de deformação residual. Antes mesmo de alcançar 10% de deformação, o corpo de prova fraturou, em 9,2%, sendo necessários 952MPa de tensão total para isto.

## CONCLUSÃO

1. As ligas monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni e policristalina Cu-13,8%Al-4,0%Ni apresentaram na sua estrutura as fases martensíticas  $\beta'_1$  e  $\gamma'_1$ , a intermediária R e de alta temperatura  $\beta_1$ , em proporções variáveis. A liga policristalina Cu-12,6%Al-5,0%Ni-2,0%Mn-1,0%Ti, além das fases indicadas, apresentou o composto intermetálico Cu<sub>2</sub>AlTi, na forma de finos precipitados.
2. Na liga policristalina Cu-Al-Ni-Mn-Ti, foi observada uma uniformidade na distribuição dos elementos Al e Mn, uma carência de Cu e maiores concentrações dos elementos Ni e Ti no interior dos precipitados da liga, que corroborou para a afirmação de que se trata do composto intermetálico Cu<sub>2</sub>AlTi.

3. Após o tratamento térmico de betatização, incluindo o recozimento a 850° C durante 15 min e resfriamento em água, as ligas analisadas sofreram TMR.
4. Na deformação, a liga monocristalina Cu-Al-Ni apresentou um patamar de pseudo-escoamento de até 8%, com baixo limite de escoamento de até 70-80Pa. Este comportamento, característico para ligas com EMF, não foi revelado nas ligas policristalinas como recebidas.
5. O tratamento térmico de betatização aumentou a plasticidade das ligas analisadas. O efeito mais notável foi na liga policristalina Cu-Al-Ni, que aumentou a capacidade de acumulação de deformação residual, correlacionado com as TMR induzidas por tensão. O tratamento térmico de betatização teve pouca influência na liga monocristalina Cu-Al-Ni, a mais indicada para realizar o efeito de memória de forma, pois a diminuição da tensão de escoamento e aumento da capacidade de acumulação da deformação residual foi pouco notável.
6. A liga policristalina Cu-Al-Ni com adição de Ti e Mn se mostrou a mais frágil, isto pela presença dos precipitados Cu<sub>2</sub>TiAl e pela técnica de fabricação que facilitou a estrutura bruta de fusão com grãos colunares. Mesmo após tratamento térmico de betatização por 15 minutos, essa liga continuou a ser bastante frágil, fraturando antes de alcançar 10% de deformação.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao apoio do Programa Institucional de Bolsas de Iniciação Científica (PIBIC, de 2010 a 2013), do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq).

## REFERÊNCIAS

- 1 Kurdiumov GV. Transformações adifusionais em ligas. J. TechnicalPhysics. 1948; 18 (8): 999-1025.
- 2 Perkins J. Shape Memory Effects in Alloys. In: Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Effects and Applications.1975.
- 3 Otsuka K, Wayman CM. Shape Memory Materials. University Press. 1 ed. United Kingdom-Cambridge, USA. 1999.
- 4 Perkins J. Shape Memory Effects in Alloys. In: Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Effects and Applications. Toronto, Ontario, Canada. 1975.
- 5 Araújo CJ, Gomes AAC, Silva JA, Cavalcanti AJT, Reis RPB, Gonzalez CH. Fabrication of shape memory alloys using the plasma skull push-pull process. Journal of materials processing technology. 2009; 209: 3657-3664.
- 6 Matlakhov AN. Apostila Caracterização dos Materiais 1. LAMAV/CCT/UENF. 2011.
- 7 Friske H, Anorg Z. ICDD 00-011-0010. Allg.Chem. 1949; 258-198.
- 8 Bown M. ICDD 00-028-0016. ActaCrystallografica. 1956; 9 (70).
- 9 Jouneau PH, Stadelmann P. Electron microscopy image simulation. CIME.1998[acesso em 20 de junho de 2005].Disponível em: [http:// cecm.insa-lyon.fr/CIOLS/crystal4.pl/](http://cecm.insa-lyon.fr/CIOLS/crystal4.pl/).
- 10 Matlakhova LA, Pereira EC, Matlakhov NA, Monteiro SN, Toledo R. Mechanicalbehaviorand fracture characterizationof a monocrystalline Cu–Al–Ni subjectedtothermalcyclingtreatmentsunderload. Materials Characterization. 2008; 59: 1630-1637.
- 11 Oliveira ECP. Estudo da estabilidade estrutural e propriedades de ligas à base de Cu-Al-Ni solicitadas a tratamentos termo-cíclicos. Tese de doutorado. UENF. Campos dos Goytacazes. 2009.
- 12 Karsson J. ICDD 00-007-0108. Inst. Met. 1951; 79 (391).

- 13 Warlimont H, Wilkens Z. ICCD 00-028-0005. Metallkd. 1964; 55 (382).
- 14 Meyer ZuReckendorf R, Schmidt PC, Weiss AZ. ICDD 03-065-485. Z Phys. Chem. Neue Folge. 1989; 163 (103).
- 15 Lima PAS, Matlakhov AN, Matlakhova LA, Araújo CJ. Estrutura e comportamento mecânico da liga Cu-13,8%Al-4,0%Ni policristalina produzida pela técnica de fusão à plasma. 2012; 4: 2888-2898.
- 16 Matlakhov NA, Cruz TO, Araújo CJ, Matlakhova LA, Pereira EC. Estrutura das ligas Cu-Al-Ni mono e policristalina após o aquecimento prolongado. In: Proceedings of 11th Annual Meeting of Non-Ferrous Metals - ABM. São Paulo, SP, Brasil, CD-ROM. 2011; 183-194.
- 17 Cruz TO. Estrutura e propriedades de ligas policristalinas Cu-Al-Ni fundidas à plasma e submetidas à têmpera e compressão. Dissertação de Mestrado. UENF, Campos dos Goytacazes-RJ. 2012.