



**UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS  
TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO**

**INFLUÊNCIA DOS PRECIPITADOS DE Nb NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DE LIGAS Cu-Al-Be PASSIVAS DO EFEITO MEMÓRIA DE  
FORMA**

**FERNANDO ALVES CAVALCANTI  
ORIENTADOR: PROF. DR. DANNIEL FERREIRA DE OLIVEIRA**

**João Pessoa-PB**

**Outubro, 2018.**

**FERNANDO ALVES CAVALCANTI**

**INFLUÊNCIA DOS PRECIPITADOS DE Nb NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DE LIGAS Cu-Al-Be PASSIVAS DO EFEITO MEMÓRIA DE  
FORMA**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao curso de Engenharia de Materiais, do Centro de Tecnologia da Universidade Federal da Paraíba, para análise da banca examinadora como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais.

**Orientador: Professor Dr. Dannel Ferreira de Oliveira**

**Catálogo na publicação**  
**Seção de Catalogação e Classificação**

C376i Cavalcanti, Fernando Alves.

Influência dos Precipitados de Nióbio nas Propriedades  
Mecânicas de Ligas CuAlBe Passivas do Efeito Memória de  
Forma / Fernando Alves Cavalcanti. - João Pessoa, 2018.  
43 f.

TCC (Especialização) - UFPB/CT.

1. Efeito Memória de Forma; Superelasticidade; Nióbio.  
I. Título

UFPB/BC

FERNANDO ALVES CAVALCANTI

**INFLUÊNCIA DOS PRECIPITADOS DE Nb NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DE LIGAS Cu-Al-Be PASSIVAS DO EFEITO MEMÓRIA DE  
FORMA**

Data de defesa: 31 de outubro de 2018. Período: 2018.1

Resultado: APROVADO

Banca Examinadora:

**Prof. Dr. Danniell F. de Oliveira**  
DEMAT/CT/UFPB

Danniell Ferreira de Oliveira

**Prof. Dr. Rafael Evaristo Caluête**  
DEMAT/CT/UFPB

Rafael Evaristo Caluête

**Prof. Dr. Tibério Andrade Passos**  
DEMAT/CT/UFPB

Tibério Andrade Passos

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pois Ele nos ajudou até aqui.

Aos meus pais e minha irmã, aqueles que antes de todo mundo me incentivaram, forneceram total apoio e também se dedicaram ao máximo em toda minha trajetória de vida e estudos. Agradeço muito a esses pilares de formação, inspiração e confiança. Obrigado por serem minha base. Amo vocês.

A meus familiares em particular, que de algum modo me ajudaram durante momentos difíceis da minha vida e concederam incentivo e total apoio. Jamais me esquecerei do que fizeram por mim e sou muito grato a vocês.

Agradeço ao Prof<sup>o</sup>. Dr. Dannel Oliveira, por ter demonstrado paciência e apoio para realização deste trabalho. Obrigado por ser um mestre com carinho, e por passar todo o seu conhecimento para sermos melhores.

Aos professores Tibério Andrade e Rafael Caluete, por aceitarem o convite para participação da banca, e por me passarem um pouco do seu conhecimento durante as disciplinas da graduação, sem dúvida aprendi muito com vocês.

Ao Prof<sup>o</sup>. Dr. Ricardo Dutra por todo apoio e ajuda durante meu ciclo acadêmico. Agradeço por ter sido meu mestre e orientador, tanto para a iniciação científica como para estágio.

A todos os meus amigos durante o ciclo de graduação, que de alguma forma me ajudaram e demonstraram total apoio em ver meu sucesso e torcer pela chegada deste momento. Agradeço pelos ótimos momentos.

Por fim, agradeço à UFPB por ter me fornecido todos os meios para minha evolução pessoal e profissional na graduação. Chego ao fim deste ciclo, com a certeza de que pude aproveitar cada oportunidade que a UFPB ofereceu.

## RESUMO

As ligas de memória de forma (Shape Memory Alloy – SMA) consistem em um grupo de materiais metálicos que possuem a capacidade de retornar ao seu formato original, quando são submetidos a um tratamento termomecânico adequado. Estas ligas têm sido amplamente estudadas devido a suas propriedades únicas de efeito memória de forma e superelasticidade. As transformações de fase e de estrutura cristalina da martensita e austenita, influenciam diretamente na obtenção dessas características peculiares. As ligas de memória de forma têm sido amplamente utilizadas atualmente em atuadores mecânicos, isoladores acústicos, acoplamento de tubos, na indústria médica dentre outros. Em particular, as ligas de Cu-Al-Be são utilizadas na indústria civil, como amortecedores sismos em edifícios e pontes.

O presente trabalho visa obter ligas de Cu-Al-Be, com adição de nióbio em diferentes composições (0,5%, 1,5% e 2,5%), para avaliar a influência dos precipitados de nióbio nas propriedades mecânicas da liga, com o intuito de verificar a deformação residual na superelasticidade e a histerese térmica influenciada pelo nióbio. A metodologia utilizada consistiu em fundir a liga sob forno de indução Indutherm MU-400, com posterior solubilização em forno do tipo MUFLA, Jong. As amostras foram temperadas e submetidas a ensaios de análise microestrutural, DSC e tração. Os resultados mostraram uma leve redução do tamanho de grão com a adição de nióbio na composição da liga, além de um aumento da tensão de indução e deformação residual.

**PALAVRAS-CHAVE: Efeito Memória de Forma; Superelasticidade; Nióbio; Precipitados**

## ABSTRACT

The term Shape Memory Alloy (SMA) consists of a group of metallic materials that feature the capacity to return to their original shape when subjected to a suitable thermomechanical treatment. These alloys have been widely researched because of their unique properties, namely the Shape Memory Effect (SME) and superelasticity. The phase transformations and crystalline structure of martensite and austenite directly influence the achievement of these peculiar characteristics. Shape memory alloys have been widely used today in mechanical actuators, acoustic isolation, pipe coupling, in the medical industry among others. In particular, Cu-Al-Be alloys are used in civilian industry, such as buffers for earthquakes in buildings and bridges.

The present study aims to generate Cu-Al-Be alloys, with addition of niobium in different compositions (0.5%, 1.5% and 2.5%), to evaluate the influence of niobium precipitates on the mechanical properties of the alloy, with the purpose of verifying the residual deformation in the superelasticity and the thermal hysteresis influenced by the niobium. The methodology used consisted of melting the alloy under an Indutherm MU-400 induction furnace, with subsequent solubilization in a MUFLA, Jong type furnace. The samples were tempered and submitted to microstructural analysis, DSC and traction tests. The results showed a slight reduction of grain size with the addition of niobium in the alloy composition, besides an increase of the induction and residual strain.

**Key Words: Shape Memory Effect; Superelasticity; Niobium; Precipitates**

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Modelo Básico da Transformação martensítica. (Fonte: OTSUKA, 1998) .....	16
Figura 2. Ilustração do ciclo de transformação de uma liga com o Efeito Memória de Forma. (Fonte: RYHANE e JORMA, 1999.) .....	17
Figura 3. Gráfico esquemático do ciclo de comportamento de uma liga Cu-Al-Be com o Efeito Memória de Forma. A) Austenita; B) Martensita Maclada; C, D) Martensita Demaçada. (Fonte: OTSUKA, 1998.) .....	18
Figura 4. Diagrama ilustrando a relação entre temperatura e tensão para as fases predominantes numa liga com EMF. (FONTE: RYHANE e JORMA, 1999.) .....	19
Figura 5. Diagrama esquemático do comportamento superelástico em LMF. A) Austenita; B) Martensita demaçada; C) Austenita. (Fonte: J MA, 2010.) .....	21
Figura 6. Classificação das ligas à base de cobre com EMF. (Fonte: PINA, 2006.) .....	22
Figura 7. Ilustração de recuperação restrita para LMF, sob aplicação de calor. (Fonte: FUNAKUBO, 1984) .....	25
Figura 8. Gráfico ideal de um ensaio térmico DSC para uma LMF. ....	29
Figura 9. a) 0,5%Nb. b) 1,5%Nb. c) 2,5%Nb. Micrografias localizadas no centro das amostras com diferentes composições de Nióbio e a presença dos precipitados nas amostras. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.) .....	31
Figura 10. a) 0,5%Nb. b) 1,5%Nb. c) 2,5%Nb. Micrografias localizadas na extremidade das amostras com diferentes composições de Nióbio e a presença dos precipitados nas amostras. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.) .....	32
Figura 11. a) 0,5%Nb. b) 1,5%Nb. c) 2,5%Nb. Micrografias das amostras com diferentes composições de Nióbio após ataque químico evidenciando a presença dos precipitados nas amostras. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.) .....	32
Figura 12. Curva tensão-deformação para a liga CuAlBe com 2,5%Nb. A) Deformação Residual; B) Recuperação Elástica; C) Tensão de Indução. (FONTE: PRÓPRIO AUTOR.) .....	33
Figura 13. Influência do teor de Nb na deformação residual de ligas Cu-Al-Be-Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.) .....	34
Figura 14. Influência do teor de Nb na tensão de indução de ligas Cu-Al-Be-Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.) .....	34
Figura 15. Influência do teor de Nb na deformação residual da liga Cu-11,8Al-0,58Be-2,5Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.) .....	35
Figura 16. Influência da temperatura na tensão de indução da liga Cu-11,8Al-0,58Be-2,5Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.) .....	36
Figura 17. Influência da magnitude da deformação imposta na deformação residual da liga Cu-11,8Al-0,58Be-2,5Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.) .....	37

Figura 18. Comportamento da liga CuAlBe com 1,5Nb-Ni no ensaio DSC. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR).....	38
--	----

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	10
<b>2. OBJETIVOS</b> .....	12
2.1 Objetivo Geral.....	12
2.2 Objetivos específicos .....	12
<b>2.3 JUSTIFICATIVA</b> .....	12
<b>3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA</b> .....	14
3.1 Breve Histórico .....	14
3.2 Transformações Martensíticas.....	15
3.3 Efeito Memória de Forma .....	17
3.4 Temperaturas em Ligas com Efeito Memória de Forma.....	19
3.5 Indução da Transformação Martensítica e Superelasticidade .....	20
3.6 Ligas de Cu com o Efeito Memória de Forma.....	21
3.7 Elementos Refinadores de Grão.....	23
3.8 Aplicações Ligas de Memória de Forma.....	24
<b>4. METODOLOGIA</b> .....	27
4.1 Elaboração e Tratamento Térmico da Liga.....	27
4.2 Caracterização Microestrutural (Metalografia) .....	28
4.3 Caracterização da Liga por DSC .....	28
4.4 Ensaio de Tração.....	29
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	31
5.1 Caracterização Microestrutural da Liga CuAlBe com adição de Nióbio .....	31
5.2 Deformação Residual e Tensão de Indução.....	32
5.3 Caracterização da Liga por DSC .....	37
<b>6. CONCLUSÃO</b> .....	39
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	40



## 1. INTRODUÇÃO

A expressão liga com efeito de memória de forma (EMF) é aplicada a uma família de materiais metálicos que, mesmo após serem deformados pseudoplasticamente, demonstram a habilidade de retornar a uma forma previamente definida, desde que submetidos a um processo termomecânico apropriado.

As ligas com EMF no seu estado livre de tensão são caracterizadas por quatro temperaturas de transformação de fase:  $M_s$  e  $M_f$  durante o resfriamento,  $A_s$  e  $A_f$  durante o aquecimento. As temperaturas  $M_i$  e  $M_f$  representam, respectivamente, o início e fim da transformação martensítica, enquanto que as temperaturas  $A_s$  e  $A_f$  indicam, respectivamente, o início e fim da transformação austenítica.

As propriedades funcionais de ligas com EMF estão em grande parte relacionadas com a transformação martensítica termoelástica (N. Suresh & U. Ramamurty, 2007). Quando as ligas com EMF sofrem uma transformação martensítica termoelástica a deformação é viabilizada por um mecanismo de maclagem, abaixo da temperatura de transformação. Esta deformação (reversível) sofre, então, um processo de reversão, quando a estrutura maclada (martensítica) se transforma na fase mãe de alta temperatura (Austenita), por aquecimento (FERNANDES 2003).

As ligas de Cu-Al-Be, tem chamado muita atenção nesses últimos anos, por terem como característica as propriedades de memória de forma com a transformação martensítica. A adição de Be no sistema favorece uma diminuição na temperatura de transformação martensítica crítica do material, o que permite uma maior trabalhabilidade na temperatura onde o efeito memória de forma é efetivo (S. BELKAHLA et al., 1993). Além disso, a transformação martensítica pode ser induzida pela aplicação de tensão mecânica, sendo a transformação reversa após liberação da carga a responsável pelo o efeito pseudoelástico. Sob condições apropriadas de ensaios e metodologia, a deformação pode ser completamente recuperada e a curva de histerese formada, sendo associado com a energia de dissipação (MONTECINOS ET AL., 2009). Por causa dessas propriedades a utilização de Cu-Al-Be é altamente promissora

para a utilização de amortecedores passivos de energia sísmica (MONTECINOS ET AL., 2009).

A adição de elementos refinadores de grão tais como o Nb pode favorecer nas propriedades mecânicas desses materiais EMF, por meio de mecanismos de endurecimento por precipitação. Dessa maneira, a adição de nióbio pode auxiliar na melhoria da resistência a fluência, resistência à ruptura, e na resistência a oxidação desses materiais (MATOUGUI, et al., 2003).

A influência dos precipitados de nióbio, na matriz, na quantificação da deformação residual tem sido investigado nos últimos anos. Segundo HE et al (2006), a grande quantidade de precipitados de Nb, nas ligas Ni-Ti são responsáveis pelo aumento da deformação residual, bem como pelo aumento da histerese térmica da liga. Em contradição ao que propuseram esses pesquisadores, ZHAO et al (2006) constataram que os precipitados de nióbio não influenciam no aumento da histerese térmica e sim o nióbio dissolvido na matriz da liga Ni-Ti seria o responsável pelo aumento da mesma.

Neste sentido, o presente trabalho tem como objetivo avaliar o efeito da adição de Nb nas propriedades mecânicas da liga Cu-Al-Be com memória de forma. Além disso, será avaliado a influência dos precipitados de Nb na deformação residual da liga.

## 2. OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como objetivo geral obter uma liga Cu-Al-Be com memória de forma por fundição em forno tipo mufla, com adições de Nb e avaliar a influência dos precipitados nas propriedades mecânicas via análise microestrutural, DSC e ensaio de resistência mecânica a tração.

### 2.2 Objetivos específicos

- ✓ Elaboração da liga Cu-Al-Be com memória de forma por fundição em forno tipo mufla, com adições de Nb (0,5%, 1,5%, 2,5%);
- ✓ Caracterização Microestrutural via microscopia ótica;
- ✓ Caracterização da liga pelo método DSC;
- ✓ Determinação das propriedades mecânicas através de ensaios de resistência mecânica a tração.

### 2.3 JUSTIFICATIVA

As aplicações das ligas com EMF abrange uma ampla variedade de setores industriais, como a indústria aeroespacial, automotiva, biomédica e indústria petrolífera. Estas ligas apresentam duas propriedades únicas: o efeito de memória de forma e a superelasticidade. Ambos são possíveis devido à mudança de fase no estado sólido, ou seja, transformação da estrutura cristalina. Há, portanto, rearranjo atômico.

Segundo ELRASASI *et al.* (2012) as aplicações industriais das ligas com EMF necessitam um conhecimento profundo das características da transformação martensítica termoelástica. Muitas dessas aplicações necessitam de um grande número de ciclos térmicos e mecânicos, e também um efeito memória de forma estável e confiável.

Diante do exposto, o presente trabalho tem como objetivo geral obter uma liga Cu-Al-Be com memória de forma por fundição em forno tipo mufla e

avaliar a influência dos precipitados de NB nas propriedades mecânicas via DSC e ensaio de resistência mecânica a tração.

### 3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

#### 3.1 Breve Histórico

O Efeito Memória de Forma (EMF) é caracterizado por ligas que apresentam um comportamento distinto quando deformadas mecanicamente. Estas ligas após serem deformadas pseudoplasticamente conferem a capacidade de retornarem ao modo inicial quando aquecidas, sendo adequadamente deformadas por processos mecanizados (ELRASASI, 2012). Este efeito raro de retornar a sua geometria “original” dado a aplicação de uma força inelástica é conhecido como Efeito Memória de Forma (WAYMAN C.M.,1990). Essa capacidade de retornar a sua forma previamente original é resultado da movimentação dos átomos na estrutura cristalina por ausência de difusão na transformação de fase sólido-sólido. Essa transformação de fase pode ser acionada através da mudança de temperatura, tensão, ou campo magnético (MIYAZAKI, S., 1989). Por meio da transformação martensítica quando aquecido até a temperatura de fase austenística ( $A_f$ ), temos o Efeito Memória de Forma com a recuperação de deformação. A fase predominante em temperaturas baixas constitui pela fase martensítica, e em altas temperaturas é predominada pela fase austenística (MIYAZAKI, S., 1989).

O Efeito Memória de Forma foi primeiramente observado na década de 1950, nas ligas de Au-Cd e In-Ti, todavia o comportamento apresentado na época não foi conhecido por esse nome. O EMF foi finalmente observado em ligas de Ni-Ti, o qual foi particularmente chamado Efeito de Memória Peculiar (BUEHLER, W.J., 1963). Por outro lado, EMF foi observado também em ligas de Cu-Al-Ni onde foram primariamente associadas a transformações termoelásticas no Cu-Al-Ni. As ligas de Cu foram primeiramente estudadas e pesquisadas por serem mais fáceis de se obter comparado às ligas de Ti-Ni (MIYAZAKI, S., 1989). Do contrário, as ligas EMF de Ti-Ni são comumente mais comerciais devido a sua excelente trabalhabilidade na forma cristalina e têm propriedades superiores para determinadas aplicações.

Também apresentam a “superelasticidade em altas temperaturas, outra propriedade bem peculiar das EMF's, que consiste na recuperação de tensão durante o carregamento e o descarregamento (OTSUKA, 1998).

### **3.2 Transformações Martensíticas**

Para entender o comportamento do Efeito Memória de Forma e da Superelasticidade é fundamental saber o mecanismo de transformação martensítica. As transformações no estado sólido podem ser divididas em duas: por difusão sólida e por ausência de difusão (altas velocidades de resfriamento restringem a movimentação por difusão) (DUEBIG, T.W., 1990). A difusão sólida é caracterizada pela difusão aleatória de átomos com capacidade de percorrerem longas distâncias. Após a transformação, a composição microestrutural e química das novas fases formadas, são diferentes da matriz de composição original. Além disso, este tipo de difusão requer dois indicadores fundamentais para a transformação: o tempo e a temperatura (DUEBIG, T.W., 1990). Na transformação por ausência de difusão, a movimentação dos átomos é mais curta devido a elevada velocidade de resfriamento, sendo sua movimentação caracterizada por cisalhamento. Como resultado, temos uma estrutura cristalina estável sem mudança na sua composição química. As transformações martensíticas são classificadas por não apresentarem difusão atômica (DUEBIG, T.W., 1990).

Quando a martensita é aquecida até uma certa temperatura, a temperatura de início da austenita ( $A_s$ ), a estrutura martensítica passa a se tornar instável e a transformação reversa se origina por cisalhamento. Quando a temperatura ultrapassa  $A_f$ , ocorre a transformação total da martensita na fase-mãe (austenita). No processo de resfriamento, quando a temperatura chega ao início da transformação martensítica ( $M_s$ ), o início da movimentação dos átomos começa por cisalhamento, e quando a temperatura se posiciona abaixo da temperatura final de transformação martensítica ( $M_f$ ), a fase mãe (austenita) é completamente transformada em martensita, como é evidenciado na Figura 1.

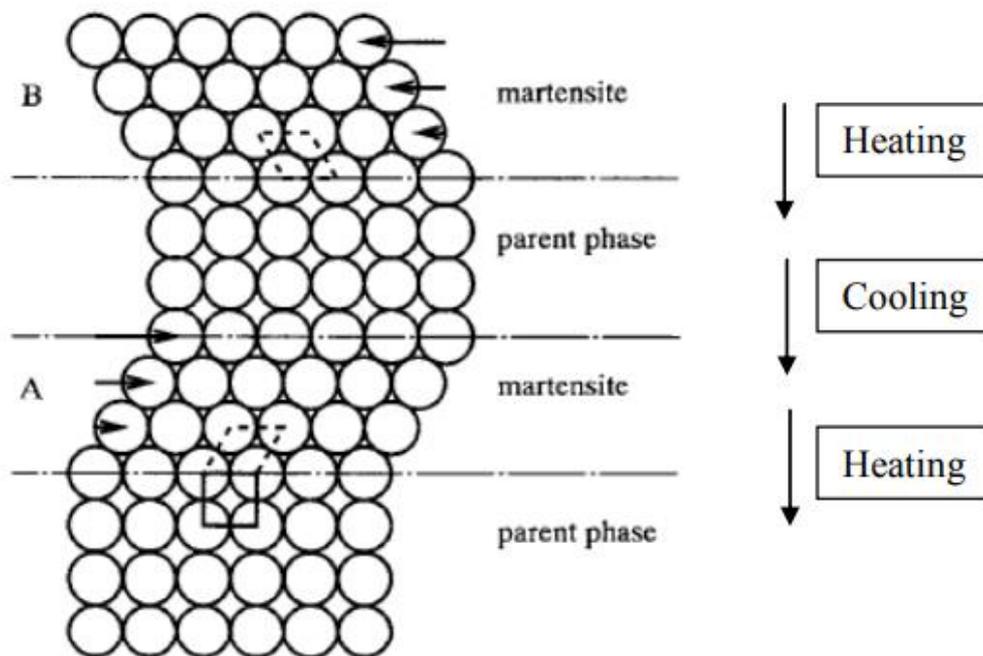


FIGURA 1. MODELO BÁSICO DA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA. (FONTE: OTSUKA, 1998)

A fase martensita apresenta duas orientações diferentes A e B, embora possuam a mesma estrutura cristalina. Em ligas com memória de forma a fase martensítica gera uma estrutura maclada, onde as deformações pseudoplásticas são potencializadas por maclação, onde os átomos ficam orientados por não mais que uma distância interatômica (DUERIG T.W, 1990). Sendo aplicado uma carga de tensão no material, com a posterior deformação, a fase martensítica se mantém predominante e não gera uma mudança de fase na estrutura do material.

As transformações martensíticas podem ser divididas em dois tipos: transformações termoelásticas e transformações não-termoelásticas. Na transformação termoelástica a tensão que é armazenada durante a transformação e esta mesma tensão armazenada induz a mudança de fase de austenita para martensita. A histerese é geralmente muito baixa, em torno de -100°C. Para transformações não-termoelásticas o estado reverso da transformação é induzido pela nucleação da austenita e com uma alta temperatura de histerese. As ligas com memória de forma normalmente apresentam transformações termoelásticas sendo associada a reversibilidade da transformação e a baixa temperatura de histerese (MA J, 2010).

As transformações martensíticas envolvem nucleação e crescimento. Quando a martensita é formada, calor é gerado provocando uma histerese durante a transformação, ou seja, temos um patamar de temperatura onde martensita e austenita estão presentes (DUERIG T.W, 1990).

### 3.3 Efeito Memória de Forma

O Efeito Memória de Forma pode ser definido como um fenômeno no qual um material é deformado quando fica abaixo da temperatura de transformação da austenita, e quando aquecido acima da temperatura de transformação da austenita volta a sua forma original, como mostra a figura 2. Essa capacidade de retornar a forma original, consiste da orientação da fase-mãe presente estruturalmente no material (OTSUKA K, 1998) . Logo, as ligas com memória de forma possuem dois ciclos de transformação, sendo eles: a transformação na etapa de resfriamento do material, e a transformação reversa quando o material é aquecido.

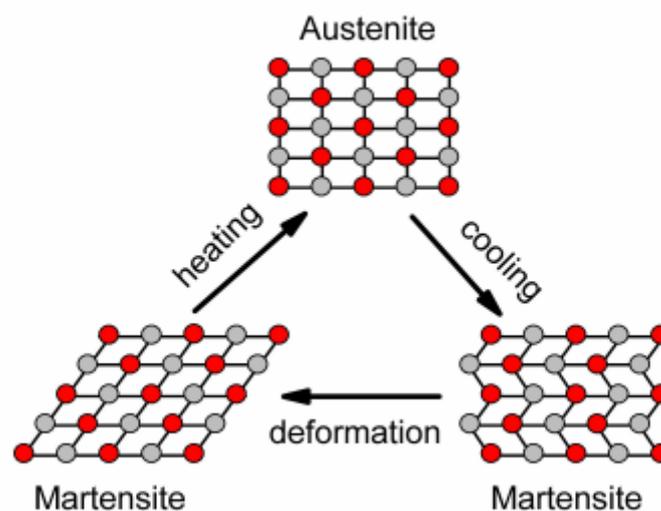


FIGURA 2. ILUSTRAÇÃO DO CICLO DE TRANSFORMAÇÃO DE UMA LIGA COM O EFEITO MEMÓRIA DE FORMA. (FONTE: RYHANE E JORMA, 1999.)

Detalhando o ciclo de uma de uma liga com memória de forma, onde inicialmente no ponto A temos um liga Cu-Al-Be a 0°C sem qualquer aplicação de tensão inicial. Quando é aplicada uma força no material ele passa para o ponto B, gerando tensão e deformação na estrutura do material, seguindo a curva do ponto B para o ponto C. Isto provocou uma mudança na estrutura cúbica cristalina da martensita por maclação, apresentando uma estrutura maclada, onde ocorreu apenas o rearranjo dos átomos na estrutura cristalina. Com a remoção da carga, o material passa do ponto C para o ponto D no gráfico. Mesmo com a retirada da força aplicada, a tensão permanece armazenada no material. Quando a martensita maclada (deformada) é aquecida até uma certa temperatura, ocorre uma mudança de fase no estado sólido, onde a fase prévia é transformada em uma estrutura austenítica. Durante essa transformação, o material volta a sua forma original, ou seja, sem a deformação pseudoplástica provocada pela aplicação de uma carga. Quando o material é aquecido abaixo de 0°C, outra transformação de fase no estado sólido ocorre, sendo agora uma estrutura cristalina martensítica sem qualquer deformação presente em sua estrutura, como era originalmente no ponto A, conforme ilustra a Figura 3 todo ciclo esquemático. Esta transformação é primariamente exotérmica, gerando calor durante o resfriamento do material (STALMANS R., 1995).

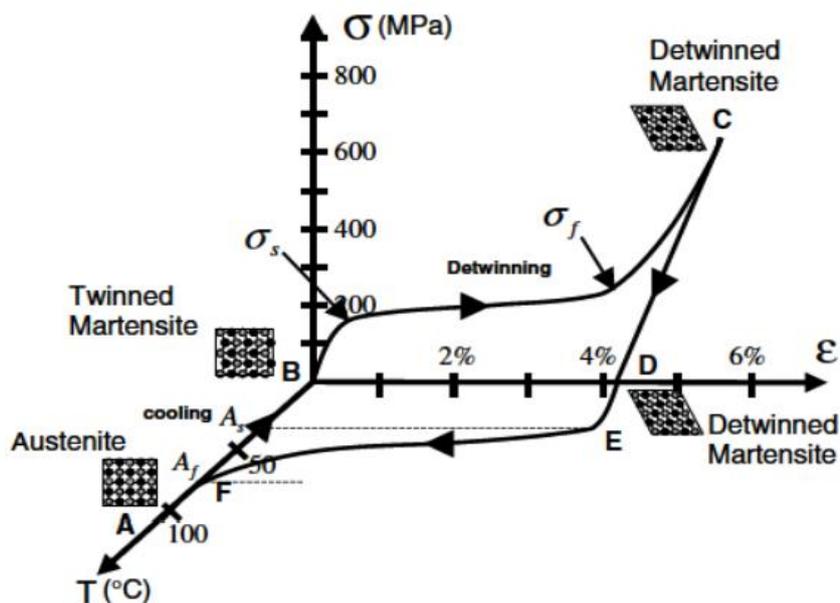


Figura 3. Gráfico esquemático do ciclo de comportamento de uma liga Cu-Al-Be com o Efeito Memória de Forma. A) Austenita; B) Martensita Maclada; C, D) Martensita Demaclada. (Fonte: OTSUKA, 1998.)

### 3.4 Temperaturas em Ligas com Efeito Memória de Forma

As transformações de fases recorrentes em ligas com memória de forma podem ser induzidas quando atingem certas temperaturas. Essas temperaturas vão depender da tensão que foi aplicada no material, ou seja, quanto maior a tensão aplicada, maior será a temperatura para que ocorra a transformação. Temos quatro zonas de temperatura importantes em ligas de Memória de Forma, sendo elas: martensita final (Mf), martensita inicial (Ms), austenita final (Af) e austenita inicial (As). Estas temperaturas indicam onde as transformações de fases começam ou terminam, conforme mostra a Figura 4 abaixo. A linha cinza tracejada ilustra uma liga EMF com uma tensão constante de 150Mpa, enquanto que as linhas tracejadas coloridas indicam as temperaturas para que ocorram o início e o fim das transformações no material com as respectivas mudanças de aplicação de carga induzida no material (STALMANS R.,1995).

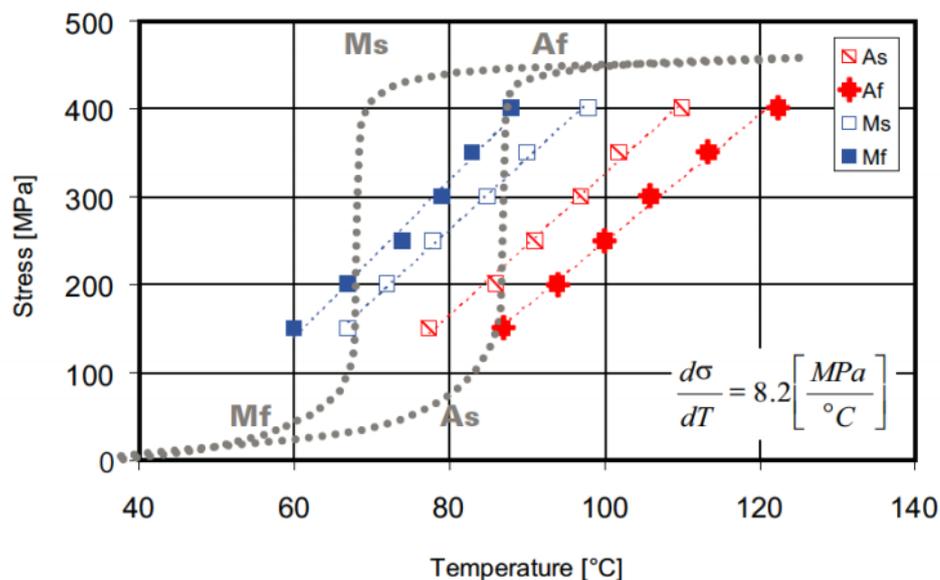


Figura 4. Diagrama ilustrando a relação entre temperatura e tensão para as fases predominantes numa liga com EMF. (FONTE: RYHANE e JORMA, 1999.)

### 3.5 Indução da Transformação Martensítica e Superelasticidade

As transformações martensíticas podem ser estimuladas por calor (aquecimento), aplicação de tensão ou de um campo magnético. Em temperaturas acima de  $M_s$  (martensita inicial), a estrutura se torna mais estável, assim como em temperaturas acima de  $A_s$  (austenita inicial), a estrutura também é mais estável. Contudo, acima de  $M_s$ , a martensita pode apresentar uma estrutura mais estável que a austenita sob a aplicação de uma carga de tensão. A indução da transformação martensítica pode ser dada aplicando uma carga de tensão na liga EMF sob temperaturas constantes acima de  $A_f$ , como resultado da transformação de austenita em martensita. Sendo a força motriz neste caso, a tensão aplicada, ao invés da temperatura (TADAKI T., 1988).

A propriedade da superelasticidade presentes nas Ligas de Memória de Forma, é intrínseco ao EMF, ou sejam, as LMF apresentam essas duas propriedades. Pode ser caracterizada como a alteração da estrutura cristalina da LMF devido a uma aplicação de tensão elevada em temperaturas acima de  $A_f$ , formando a martensita maclada. Quando a tensão é aplicada, o material passa por um região elástica, seguido posteriormente por uma zona inelástica, esta associada a transformação da fase-mãe em martensita, após passar está região a martensita deforma elásticamente com uma rápida elevação de tensão. Quando o carregamento aplicado é retirado, a martensita se transforma na fase original presente na fase-mãe e retorna a sua forma prévia, conforme ilustrado na Figura 5. Existe uma tensão de histerese que indica uma dissipação da energia de deformação durante o comportamento superelástico (TADAKI T et al., 1988).

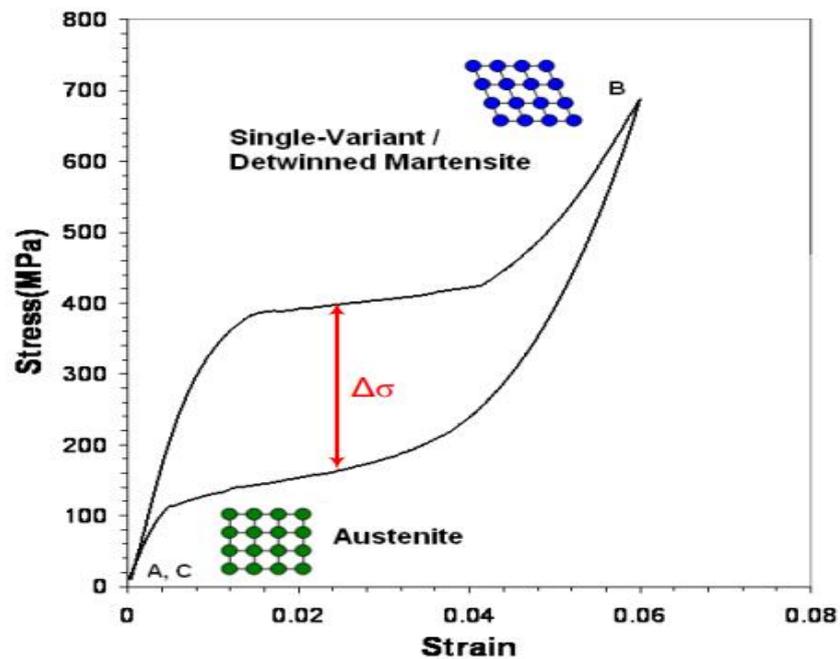


Figura 5. Diagrama esquemático do comportamento superelástico em LMF. A) Austenita; B) Martensita demaçada; C) Austenita. (Fonte: J MA, 2010.)

### 3.6 Ligas de Cu com o Efeito Memória de Forma

Ligas de NiTi são muito conhecidas popularmente por possuírem a capacidade do Efeito Memória de Forma desde os primórdios, porém são ligas muito caras e de difícil trabalhabilidade, sendo assim, pouco produtivas. Por outro lado, muitas pesquisas tem apontado as ligas à base de Cu com o Efeito Memória de Forma, sendo muito mais viáveis economicamente, como as ligas Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Si e Cu-Zn-Ga. Dentre estas as ligas de Cu-Zn-Al tem se tornado bastante popular, como uma LMF à base de cobre (ASANOVIC, 2008). A Figura 6 abaixo mostra a classificação das ligas à base de cobre com EMF.

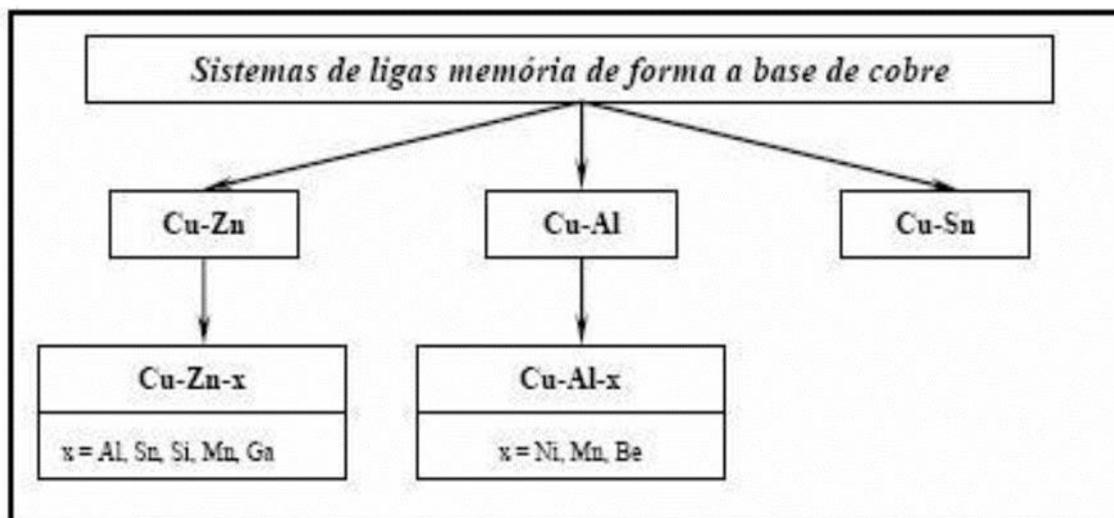


Figura 6. Classificação das ligas à base de cobre com EMF. (Fonte: PINA, 2006.)

As Ligas de Cu-Al com pequenas quantidades de berílio segundo pesquisas anteriores tem demonstrado propriedades pseudoelásticas em temperatura ambiente devido a transformação martensítica nesta temperatura (S. BELKAHLA et al., 1993). Também foi apontado que a adição de berílio pode estender a região da fase beta para ligas Cu-Al com a diminuição da fase de alumínio presente. A temperatura de transformação martensítica  $M_s$ , se mostrou bem reduzida com a adição de berílio na composição de ligas com Memória de Forma a base de cobre (A. HIGUCHI et al., 1982). As propriedades termomecânicas das ligas Cu-Al-Be vem sendo bastante estudadas, e seu uso é altamente promissor para aplicações como amortecedores passivos de energia sísmica em edifícios e em pontes. Quando estas ligas são submetidas a tratamentos térmicos como resfriamento lento em altas temperaturas ou um aquecimento isotérmico, a formação de precipitados podem ser produzidos, e sua presença pode afetar as propriedades de memória de forma (CHENTOUF. S.M et al., 2010).

As ligas ternárias de Cu-Al-Be apresentam excelentes propriedades mecânicas, como a presença do Efeito Memória de Forma mesmo após inúmeros ciclos de temperatura e tensão aplicados sobre o material, e uma alta capacidade de tensão pseudoelástica. Outras importantes características incluem a superelasticidade, alta capacidade de amortecimento, boa capacidade de absorção de som, vibração e ondas mecânicas devido ao seu tamanho de

grão grosso, alta resistência mecânica, boa resistência a corrosão, baixo custo de fabricação, fácil trabalhabilidade o que torna um produto de excelente produtividade e apresenta boa capacidade em temperaturas baixas (S. NEVIN BALO et al., 2009).

O Be (berílio) apresenta outra importante característica em ligas de memória de forma Cu-Al-Be, é usualmente aceito que o berílio reduz as temperaturas de transformação de fases. De fato, a adição de 0,1% de Be, pode reduzir essas temperaturas em até 100°C. O berílio e o cobre fornecem a liga Cu-Al-Be a alta resistência mecânica, sob alta pressão. Além disso, o berílio tem o maior calor específico para materiais metálicos, excelente condutividade térmica e excelentes propriedades mecânicas, tanto em altas temperaturas, como em temperaturas criogênicas. Além disso, Be apresenta alta relação rigidez/peso que, combinada com as excelentes propriedades de amortecimento, tornam as ligas Cu-Al-Be materiais de primeira linha para aplicações acústicas (S. NEVIN BALO et al., 2009).

### **3.7 Elementos Refinadores de Grão**

Os elementos refinadores de grão podem influenciar diretamente nas propriedades mecânicas de ligas com memória de forma quando são adicionadas juntamente a elas, por meio de endurecimento por precipitação. Pesquisas recentes tem mostrado que os resultados positivos de várias ligas estão relacionados com a sua microestrutura, e que a resistência a tração e a alongação podem ser melhorados com o refinamento do grão (YANG GWON-SEUNG, et al., 2009). Paulatinamente, o refinamento do grão e a otimização da estrutura cristalina são meios eficazes de melhorar as propriedades mecânicas destas ligas. Estudos tem demonstrado que a adição de certos elementos refinadores podem melhorar o efeito memória de forma e a tensão de indução dessas ligas (HSU C.A et al., 2009).

A adição de partículas de nióbio como um elemento refinador de grão pode auxiliar diretamente na melhoria da resistência mecânica, resistência à ruptura e oxidação dessas ligas (MATOUGUI, et al., 2003). Pequenas

quantidades de Nb influenciam diretamente na temperatura de transformação da martensita. A presença de partículas de nióbio pode aumentar as propriedades mecânicas. A resistência a tração pode chegar até 700Mpa e a alongação em até 12% (J. LELATKO et al., 1998). Os precipitados de nióbio podem aumentar a resistência mecânica e melhorar o efeito memória de forma (M. SADE et al., 2014). Recentemente, estudos em ligas de TiNi com pequenas quantidades de Nb tem chamado atenção devido a elevada histerese térmica e o efeito memória de forma (PIOTROWSKI, B et al, 2012). A influência do nióbio em ligas NiTi são distinguidas das demais por apresentarem uma elevada histerese térmica, devido ao aumento brusco nas temperaturas de transformação reversa de As e Af durante a recuperação do efeito memória de forma depois da deformação da martensita (REGINALD F. ET al., 2015).

### **3.8 Aplicações Ligas de Memória de Forma**

Desde a descoberta do Efeito Memória de Forma várias aplicações vem sendo sugeridas e implantadas devido esta peculiar propriedade. Como as ligas de memória de forma têm propriedades e características superiores as ligas comuns, estas tem sido utilizadas e criadas de diferentes maneiras para serem testadas e aplicadas na mais diferentes áreas. A diversidade de aplicações é extensa, dentre elas temos: aparelhos de linha medicinal, armações de óculos, acopladores de tubos, conectores eletrônicos e controle passivo de vibrações sísmicas utilizando amortecedores (DUERIG T.W et al., 1990).

As aplicações de liga com memória de forma são divididas em quatro categorias principais de acordo com sua função primária de aplicação, sendo estas: recuperação livre, recuperação restrita, atuadores e superelasticidade.

As LMF de Recuperação Livre utilizam a memória de forma sob efeito de movimentação ou tensão. Exemplos para esse tipo de aplicação incluem mecanismos de implantação livre e estruturas implantáveis onde a liga de memória de forma é usada para manter o formato original mesmo após a deformação com a simples aplicação de calor.

Recuperação Restrita inclui aplicações nos quais a LMF é impedido de mudar de forma e, portanto, gera estresse, conforme mostra abaixo na Figura 7. Conectores elétricos e fixadores, como rebites, grampos e vedações. Os acoplamentos para ligas NiTi são juntas confiáveis para aplicações exigentes, no entanto, os acoplamentos baseados em cobre e ferro são preferíveis devido ao seu baixo custo, embora seu desempenho seja inferior (DUERIG T.W et al., 1990).

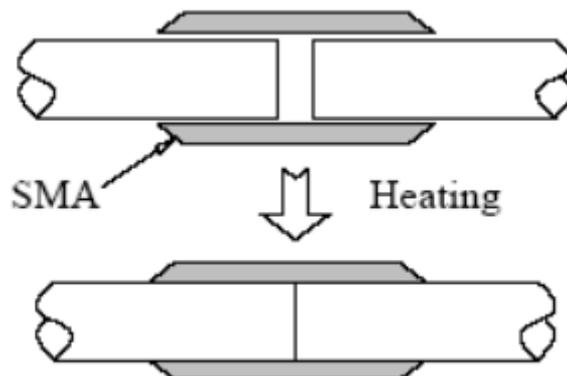


Figura 7. Ilustração de recuperação restrita para LMF, sob aplicação de calor. (Fonte: FUNAKUBO, 1984)

Atuadores que utilizam ligas com memória de forma podem ser classificados em dois grupos: os promovidos pelas mudanças na temperatura ambiente e aqueles que são conduzidos eletricamente. Atuadores térmicos estão em competição com bimetálicos térmicos, enquanto os atuadores elétricos competem no mercado com servo motores, solenóides, motores lineares, etc (KIM S., 1995). Os atuadores SMA também são usados em dispositivos microeletromecânicos (MEM), controle estrutural estático e dinâmico para controle ativo de vibração e forma. As aplicações mais avançadas dos atuadores SMA são observadas em sistemas de controle passivo/ativo, estruturas inteligentes/adaptativas e estruturas de materiais compósitos (TURNER T.L et al., 2001).

A propriedade da Superelasticidade em ligas de memória de forma tem geralmente sido utilizada em aplicações para fins médicos. Fios de arco ortodôntico, stents, espátulas retráteis e instrumentos sem dobradiças podem ser dados como alguns exemplos utilizados na indústria medicinal. Outra aplicação do comportamento superelástico é no controle passivo de vibrações

através de amortecedores LMF e isoladores devido ao alto atrito interno das ligas de memória de forma (KHAN M.M et al., 2004). Foi sugerido o uso de LMF como dissipador de energia passiva para aumentar o amortecimento da histerese em uma estrutura sob terremoto (AIKEN I.D et al., 1990).

## 4. METODOLOGIA

A metodologia utilizada para a realização deste trabalho, consistiu em se obter três ligas de Cu-Al-Be, com adições de Nb em 0,5%, 1,5% e 2,5%, para avaliar a influência dos precipitados de nióbio nas propriedades mecânicas da liga Cu-Al-Be. Onde as principais etapas foram:

- Elaboração e Tratamento Térmico da Liga
- Análise microestrutural (Microscópio Ótico)
- Análise DSC (Calorimetria Exploratória Diferencial)
- Ensaio de Tração (Tensão-Deformação)

### 4.1 Elaboração e Tratamento Térmico da Liga

As ligas foram obtidas através de um forno de indução do tipo Indutherm – MU400, pré-aquecido a 1200°C, sob atmosfera ambiente, utilizando um cadinho de grafite-argila e o vazamento por gravidade em um molde metálico, sendo resfriada ao ar. Após a fundição das ligas, estas foram homogeneizadas com o intuito de minimizar as segregações, a homogeneização foi realizada em um forno tipo MUFLA, da JONG, numa temperatura de 850°C durante 12 horas, sob atmosfera em temperatura ambiente. Em seguida as amostras foram tratadas termicamente sob resfriamento brusco em água a 25°C. Todo este processo foi elaborado na Universidade Federal da Paraíba, no Laboratório de Solidificação Rápida (LSR).

## 4.2 Caracterização Microestrutural (Metalografia)

A metalografia é utilizada largamente para o estudo dos produtos metalúrgicos e pode ser definida como o estudo das características estruturais ou da constituição dos metais e suas ligas, para relacioná-los com suas propriedades físicas, químicas e mecânicas (CYRIL, S., 1975). Este tipo de análise é feito com microscópios de microscopia ótica, porque possuem baixo plano de campo focal, sendo ideal para observar estruturas planas e polidas (COLPAERT, H., 2008).

A microestrutura (morfologia) das fases foi realizada em um microscópio ótico do tipo Axiotech 30 da Carl Zeiss. Para realizar a análise, as amostras foram previamente lixadas com lixas de granulometria variando de 380 a 1200 granos. Após isso foi realizado o polimento com alumina de 1 e 0,3  $\mu\text{m}$ , sendo posteriormente atacadas com um reagente químico de solução aquosa de cloreto de ferro durante um tempo de dez segundos.

## 4.3 Caracterização da Liga por DSC

A calorimetria exploratória diferencial DSC (*Differential Scanning Calorimetry*) é utilizada para medir a diferença de energia entre uma amostra e um material de referência em função de um programa de aquecimento ou resfriamento sob atmosfera controlada (IONASHIRO, M.G., 2004). Quando a amostra passa por alguma alteração de temperatura, ocorrendo um evento endotérmico ou exotérmico, os termopares detectam automaticamente esta diferença entre a amostra e o material de referência. Os picos de absorção ou de liberação de calor, indicam uma mudança de fase na amostra (JUNIOR S.V.C., 2001).

O ensaio térmico para avaliação e verificação da temperatura de transformação  $A_f$ , foi através de um equipamento DSC, modelo Shimadzu DSC 60, fabricado em Kyoto, Japão. O teste foi realizado utilizando uma amostra de composição da liga Cu-Al-Be com 1,5% de Nb sendo essa amostra livre de

ensões e utilizando uma amostra de referência do equipamento sob taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C/min, sendo resfriada até -120°C, conseqüentemente sendo submetidas a um aquecimento até 120°C, passando por um novo resfriamento a -120°C. A Figura 8 ilustra como seria um gráfico ideal para DSC. Os picos ilustrados no gráfico são referentes ao calor latente de transformação devido à mudança de fase entre austenita (As e Af) e martensita (Ms e Mf) na liga de memória de forma. A absorção de energia resulta em um pico endotérmico no aquecimento por causa da transformação de fase que aconteceu na amostra, e a liberação de energia devido origina um pico exotérmico no resfriamento (RAO A. et al., 2015). A caracterização foi realizada na Universidade Federal da Paraíba no Laboratório de Solidificação Rápida.

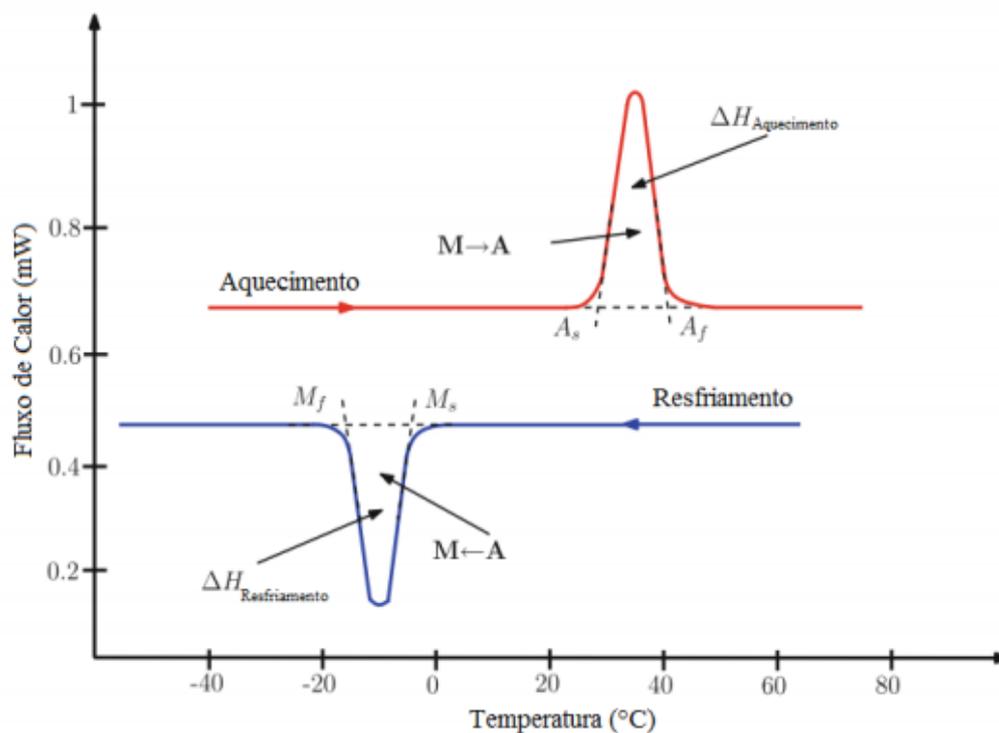


Figura 8. Gráfico ideal de um ensaio térmico DSC para uma LMF.

#### 4.4 Ensaio de Tração

As amostras foram submetidas a ensaios mecânicos de tração para avaliação das propriedades mecânicas em temperatura ambiente e em

temperaturas de 75°C e 125°C sob ambiente controlado com aplicação constante de carga para verificação da propriedade de superelasticidade em temperaturas mais elevadas. O teste foi realizado em uma máquina servo pulser EHF, com câmara de aquecimento e arrefecimento. Para avaliar a superelasticidade as amostras foram submetidas a ciclos de carregamento e descarregamento em temperaturas superiores a  $A_f$ , como citado anteriormente. Este ensaio consistiu em submeter a amostra a ciclagem de carregamentos de 3%, 4% e 5%, seguido de uma tensão de descarregamento de até 7Mpa. Com a obtenção dos resultados é possível retirar algumas propriedades da liga tais como: módulo elasticidade, a máxima tensão de deformação recuperável, tensão limite de escoamento do material, entre outras (RAO A. et al., 2015). A quantidade de deformação residual após o descarregamento constitui o indicador da superelasticidade. O ensaio de tração foi realizado na Universidade Federal da Paraíba, no Laboratório de Solificação Rápida (LSR).

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Caracterização Microestrutural da Liga CuAlBe com adição de Nióbio

A análise por microscopia ótica em temperatura ambiente foi realizada para avaliar morfologia das fases presentes e a formação dos precipitados de Nióbio, nas ligas de CuAlBe. A Figura 9, mostra a presença dos precipitados de Nióbio para as ligas CuAlBe com 0,5%Nb, 1,5%Nb e 2,5%, as imagens foram retiradas na posição central da amostra. Podemos observar que quanto maior o teor de Nióbio na composição do material, mais elevada se torna a presença do Nióbio, o que deduz uma maior formação de precipitados com o aumento do teor de nióbio na liga. A Figura 10 mostra apenas a relação do aumento do teor de nióbio com uma maior quantidade de precipitados nas extremidades das amostras. Uma maior quantidade de precipitados é presente nas extremidades das amostras com o aumento do teor de nióbio, isso é explicado pelo fato de que durante a solidificação, os precipitados tendem a supersaturar nas extremidades, porque como estão em condições de supersaturação, estes não se dissolvem na estrutura e são solidificados secundariamente, de acordo com orientação da solidificação, ficando dispersos em meio a morfologia das fases.

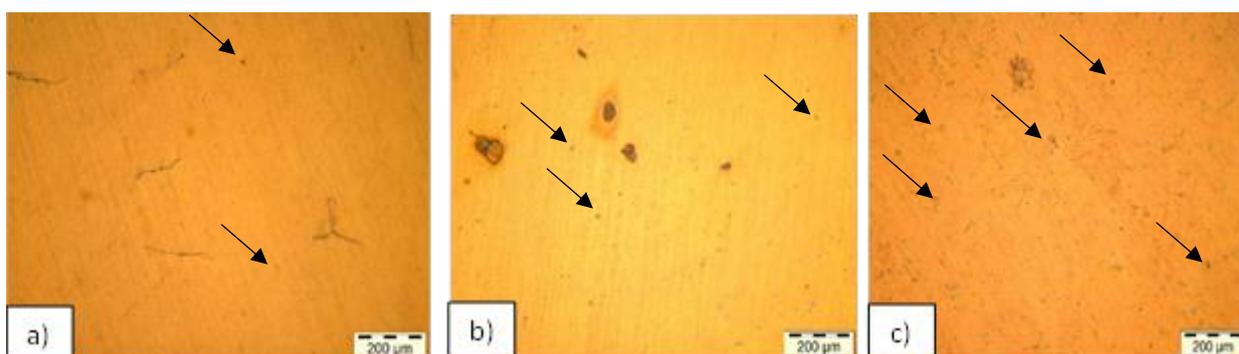


Figura 9. a)0,5%Nb. b)1,5%Nb. c)2,5%Nb. Micrografias localizadas no centro das amostras com diferentes composições de Nióbio e a presença dos precipitados nas amostras. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.)

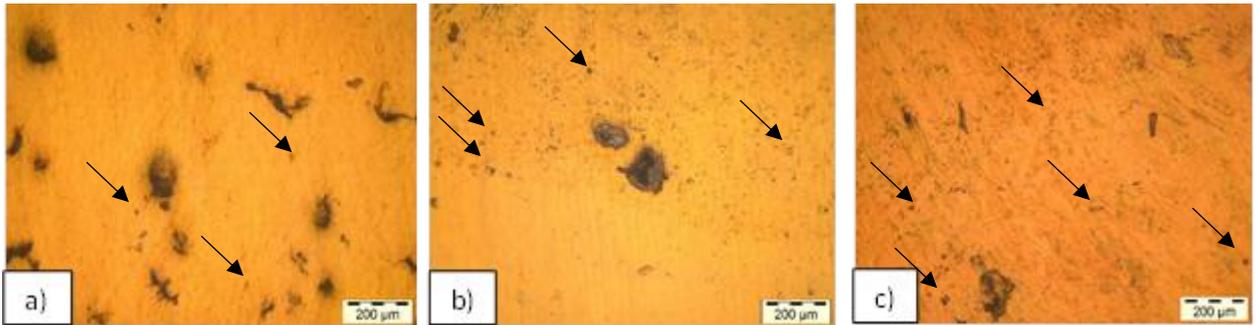


Figura 10. a)0,5%Nb. b)1,5%Nb. c)2,5%Nb. Micrografias localizadas na extremidade das amostras com diferentes composições de Nióbio e a presença dos precipitados nas amostras. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.)

A análise microestrutural após o ataque do reagente químico nos permitiu observar a influência do nióbio no tamanho de grão da microestrutura e a presença dos precipitados, conforme observado na Figura 11. Verifica-se uma leve redução do tamanho médios dos grãos com o aumento do teor de nióbio.

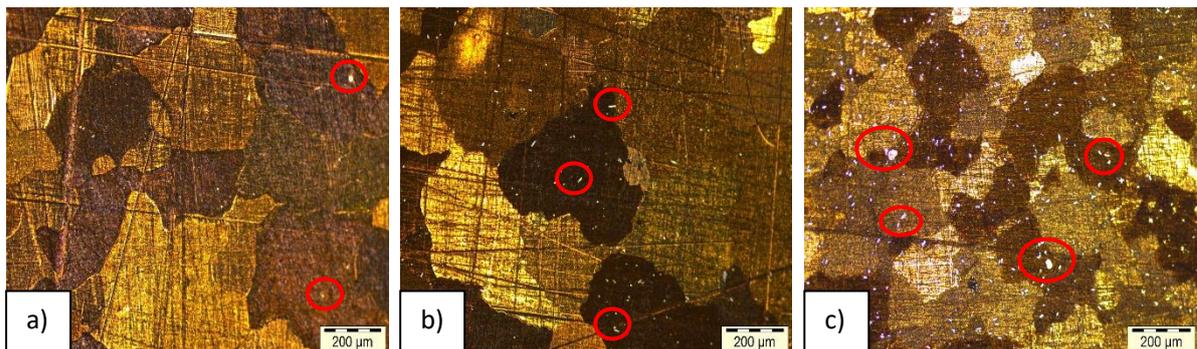


Figura 11. a)0,5%Nb. b)1,5%Nb. c)2,5%Nb. Micrografias das amostras com diferentes composições de Nióbio após ataque químico evidenciando a presença dos precipitados nas amostras. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR.)

## 5.2 Deformação Residual e Tensão de Indução

Para avaliação das propriedades mecânicas e analisar a influência dos precipitados de nióbio, primeiramente foi determinado através da curva tensão-deformação da amostra de 2,5%Nb a 125°C com uma deformação imposta de 5%, os valores para tensão de indução, deformação residual e recuperação elástica, como mostra a Figura 12.

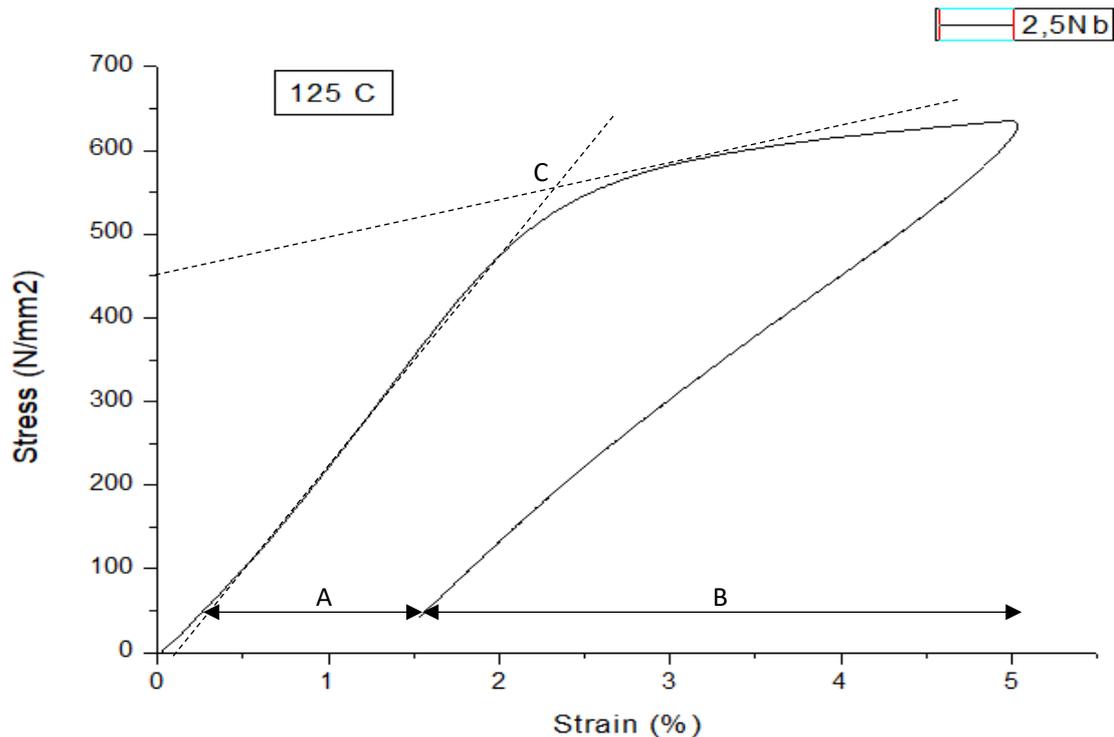


Figura 12. Curva tensão-deformação para a liga CuAlBe com 2,5%Nb. A) Deformação Residual; B) Recuperação Elástica; C) Tensão de Indução. (FONTE: PRÓPRIO AUTOR.)

A evolução da deformação residual em função do teor de nióbio, para temperatura de 125°C, está representada na figura 12. Verifica-se que a o aumento do teor de nióbio provocou um aumento sensível da deformação residual entre os teores de 0,5Nb e 1,5Nb, seguido de um aumento suave na deformação residual entre os teores de 1,5Nb e 2,5Nb. Segundo HE et al (2006), a grande quantidade de precipitados de Nb, nas ligas Ni-Ti são responsáveis pelo aumento da deformação residual, bem como pelo aumento da histerese térmica da liga.

A Figura 13 mostra o efeito do teor de nióbio na tensão de indução para temperatura de 25°C. Observa-se um aumento da tensão de indução com o aumento do teor de nióbio. Este fato está associado com a redução do tamanho de grão provocado pelo aumento do teor de nióbio. A diminuição do tamanho de grão nas ligas Cu-Al-Be provoca um aumento na tensão de indução (Oliveira et al., 2009; cândido et al., 2012).

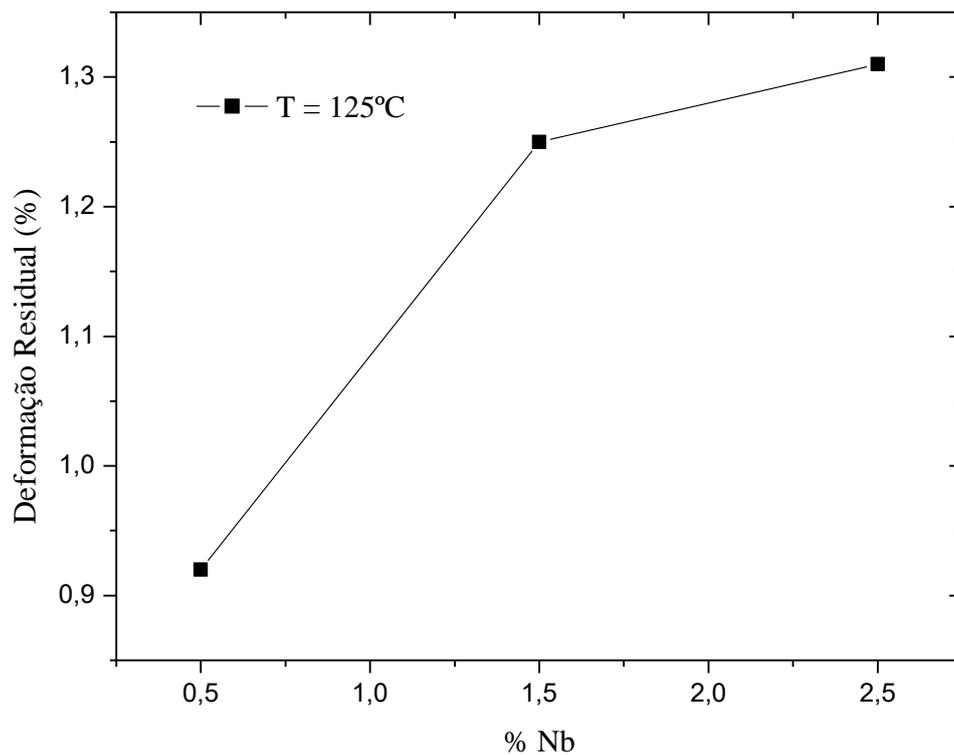


Figura 13. Influência do teor de Nb na deformação residual de ligas Cu-Al-Be-Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR).

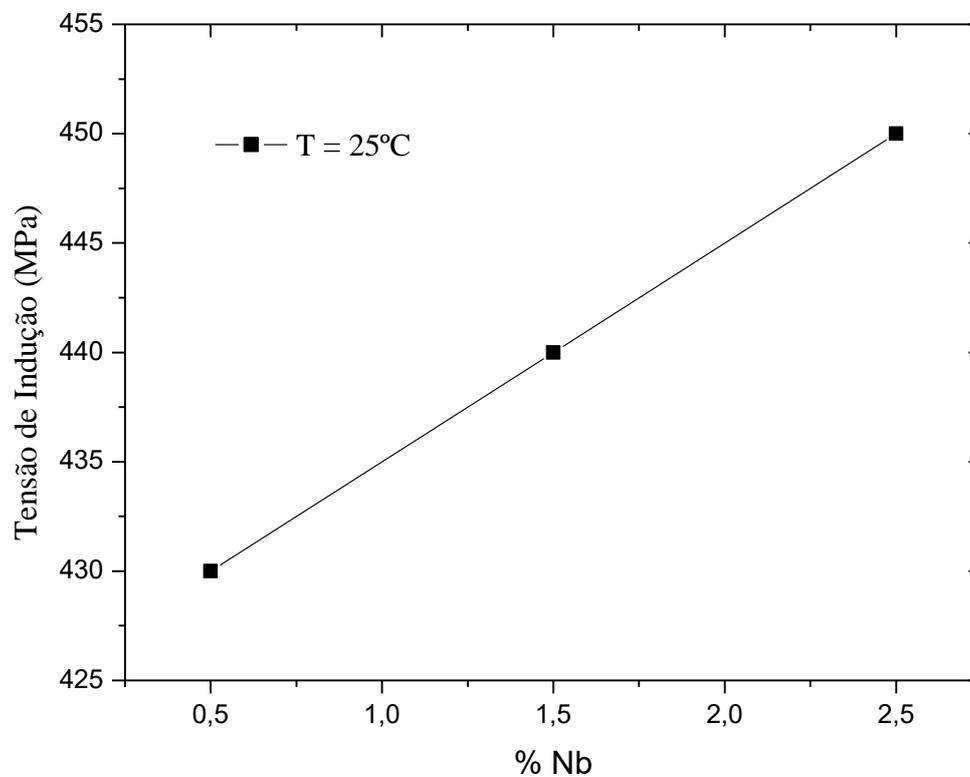


Figura 14. Influência do teor de Nb na tensão de indução de ligas Cu-Al-Be-Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR).

A evolução da deformação residual em função da temperatura, para liga com teor de 2,5Nb, está representada na Figura 14. Verifica-se que a o aumento da temperatura provocou um aumento sensível da deformação residual entre os teores de 0,5Nb e 2,5Nb. O aumento da deformação residual com o aumento da temperatura foi observado por KIM et al. (2006) em uma liga NiTi-at.%Nb. Este aumento na deformação residual com a temperatura foi associado à deformação de deslizamento.

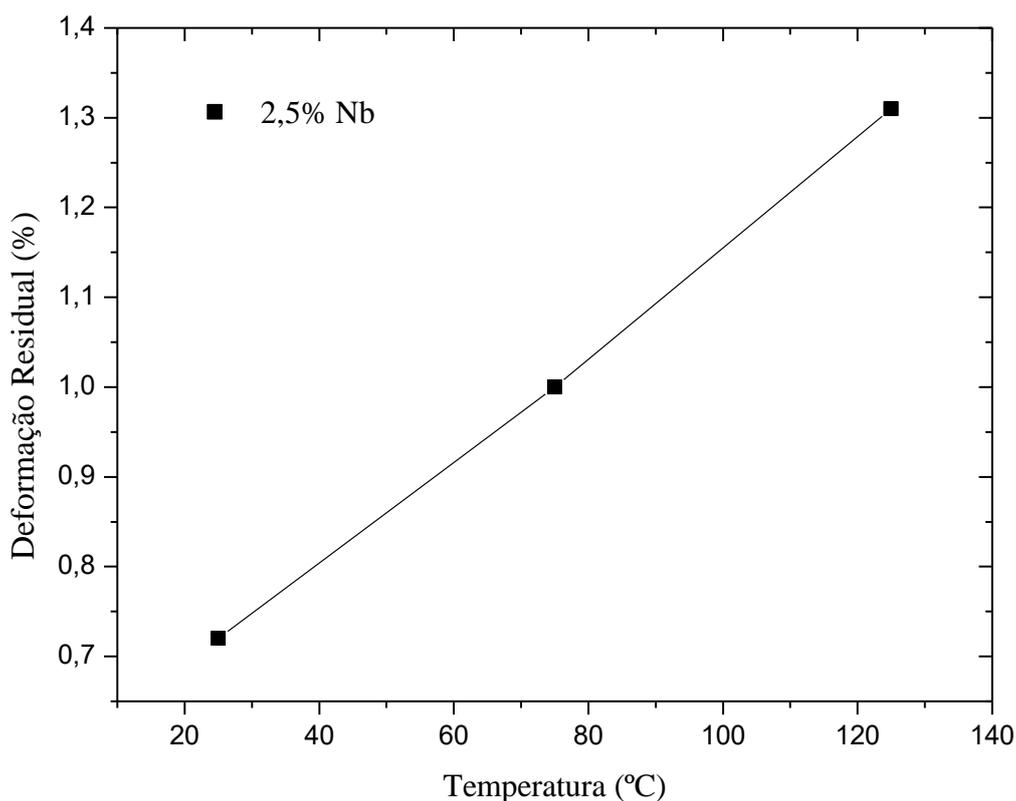


Figura 15. Influência do teor de Nb na deformação residual da liga Cu-11,8Al-0,58Be-2,5Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR).

A Figura 15 mostra o efeito da temperatura na tensão de indução para a liga com 2,5Nb. Observa-se um aumento da tensão de indução com o aumento da temperatura do ensaio. O aumento da temperatura do ensaio nas ligas Cu-Al-Be provoca um aumento na tensão de indução (Oliveira et al., 2009). Além disso, através do resultado apresentado na figura 15, é possível prever que a liga apresenta um  $M_s$  inferior a  $-140^{\circ}\text{C}$ .

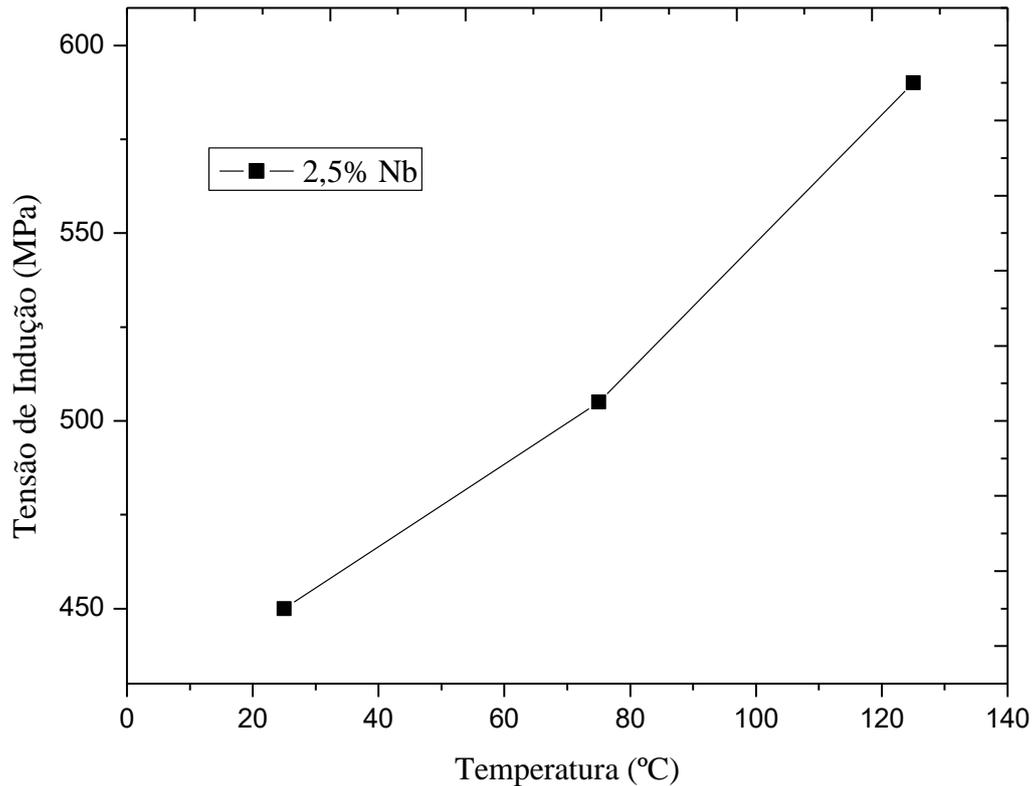


Figura 16. Influência da temperatura na tensão de indução da liga Cu-11,8Al-0,58Be-2,5Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR).

A influência da magnitude de deformação imposta na deformação residual evolução para liga com teor de 2,5Nb, está representada na Figura 16. Verifica-se que a o aumento da deformação da magnitude imposta provocou um aumento sensível da deformação residual. O aumento da deformação imposta promove um aumento na fração de martensita por tensão, ocasionado desta forma, uma quantidade maior de deformação residual após a liberação da carga nos ensaios cíclicos de tração.

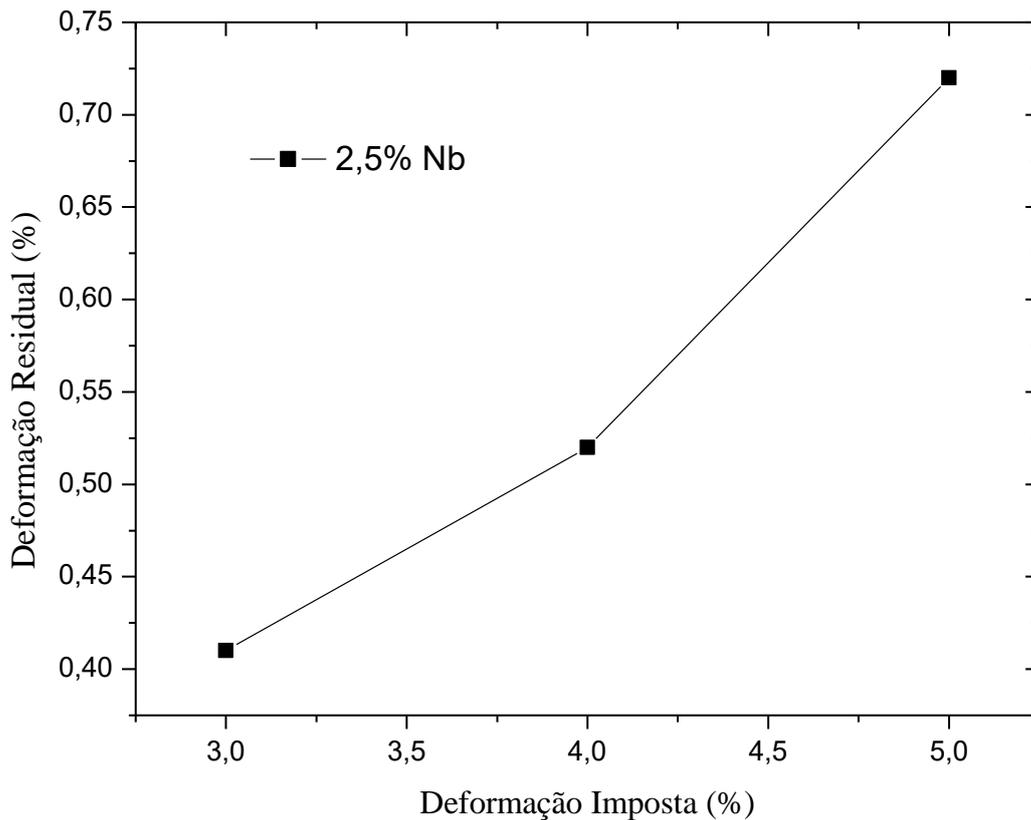


Figura 17. Influência da magnitude da deformação imposta na deformação residual da liga Cu-11,8Al-0,58Be-2,5Nb-Ni. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR).

### 5.3 Caracterização da Liga por DSC

A Figura 17 nos mostra o comportamento da liga CuAlBe com 1,5Nb durante o ensaio de calorimetria diferencial exploratória. A amostra foi submetida a um resfriamento até  $-120^{\circ}\text{C}$ , seguido de um aquecimento até  $120^{\circ}\text{C}$ , passando por um novo resfriamento e aquecimento até as mesmas temperaturas mencionadas acima. O resultado nos mostra que devido a tensão de indução elevada majoritariamente provocada pela presença dos precipitados de nióbio dispersos na matriz CuAlBe, o equipamento não conseguiu nos mostrar os picos de transformação de martensita e austenita da liga Cu-11,8Al-0,58Be-2,5Nb-Ni.

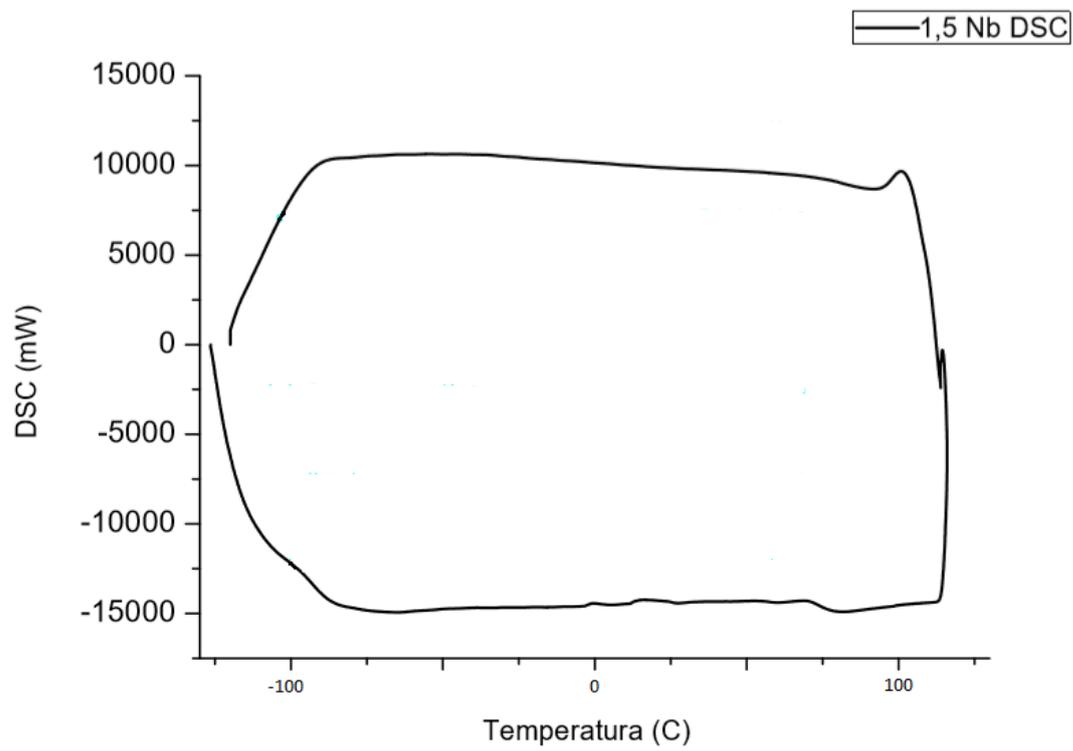


Figura 18. Comportamento da liga CuAlBe com 1,5Nb-Ni no ensaio DSC. (Fonte: PRÓPRIO AUTOR).

## 6. CONCLUSÃO

Neste trabalho ligas Cu-Al-Be-Nb-Ni com diferentes teores de Nb foram elaboradas sob atmosfera ambiente e caracterizadas por microscopia e calorimetria diferencial de varredura. Foram realizados nestas ligas ensaios cíclicos tensão-deformação para avaliar a deformação residual, a tensão de indução em função do teor de Nb e a variação da temperatura do ensaio. As conclusões são as seguintes:

- O aumento do teor de nióbio provoca um aumento na quantidade de precipitados de segunda fase e uma redução no tamanho médio dos grãos.
- A deformação residual aumentou com a elevação do teor de nióbio e com o aumento da temperatura do ensaio.
- O aumento do teor de nióbio provocou uma elevação na tensão de indução.
- A deformação residual mostrou-se sensível a variação a magnitude de deformação imposta e a temperatura do ensaio. Para temperaturas de ensaio mais baixas ocorre uma redução na deformação. Enquanto que o aumento da deformação imposta ocasiona uma elevação na deformação residual.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ELRASASI, T.Y., DOBRÓKA, M.M., DARÓCZI, L., BEKE, D.L. Effect of thermal and mechanical cycling on the elastic and dissipative energy in CuAl(11.5wt%)Ni(5.0wt%) shape memory alloy. *Journal of Alloys and Compounds* xxx (2012) xxx– xxx.

FERNANDES, FRANCISCO MANOEL BRAZ. *Ligas com Memória de Forma*, Universidade Nova Lisboa CENIMAT. Abril de 2003.

HE, X. M., ZHAO, L., et al. Study of the thermal physical properties of Ti47Ni44Nb9 wide hysteresis shape memory alloy. *Materials Science and Engineering A* 441 (2006) 167–169.

OTSUKA K, WAYMAN CM, editors. *Shape memory materials*. Cambridge University Press, Cambridge; 1998, p. 5–27, 97–114.).

S. BELKAHLA, H. FLORES ZUÑIGA, G. GUENIN. Elaboration and characterization of new low temperature shape memory CuAlBe alloys. *Materials Science Engineering. A* 169 (1993) 119–124.

MATOUGUI, N.; PIOT, D.; FARES, M.L.; MONTHEILLET, F.; SEMIATIN, S.L. Influence of niobium solutes on the mechanical behavior of nickel during hot working. *Materials Science and Engineering: A*, v. 586, 2013, p. 350-357.

S. MONTECINOS, A. CUNIBERTI, Effects of grain size on plastic deformation in a  $\beta$  CuAlBe shape memory alloys. *Rev. SAM* 6 (3) (2009), p. 20–29.

ZHAO, X., YAN, X., YANG, Y., XU, H., “Wide hysteresis NiTi(Nb) shape memory alloys with low Nb content (4.5 at.%)” *Materials Science and Engineering A.*, v. 438-440, p. 575–578, 2006.

WAYMAN C.M., DUERIG T.W., AND MELTON K.N., *An Introduction to Martensite and Shape Memory*, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. London: Butterworth-Heinemann, 1990.

MIYAZAKI S AND OTSUKA K. Development of Shape Memory Alloys. *ISIJ International*. 29: 353-377, 1989.

BUEHLER, W. J.; GILFRICH, J. V.; WILEY, R. C. Effect of Low-Temperature Phase Changes on the Mechanical Properties of Alloys near Composition TiNi.

DUERIG TW, MELTON KN, STOCKEL D, WAYMAN CM. Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. London: Butterworth-Heinemann; 1990.

J MA, I KARAMAN & R D NOEBE. High temperature shape memory alloys, *International Materials Reviews*, 55:5, 257-315, 2010.

R. STALMANS AND J. VAN HUMBEECK. "Shape memory alloys: Functional and smart," in *Smart Materials and Technologies - sensors, control systems and regulators*, 1995.

TADAKI T, OTSUKA K, AND SHIMIZU K, *Annual Review of Materials Science* 1988; 18: 25.

CHENTOUF SM, BOUABDALLAH M, CHENITI H, EBERHARDT A, PATOOR E, ET AL. (2010) Ageing study of Cu-Al-Be hypoeutectoid shape memory alloy. *Materials Characterization* 61: 1187-1193

S. NEVIN BALO, NESLIHAN SEL AND AYSE AYDOGDU. The Effect of Ageing on the Martensitic Phase Transformation in Cu-Al-Be Shape Memory Alloy" *Turkish Journal of Science & Technology* Volume 4, No 2, 103- 109, 2009.

KIM S., "Passive Control Techniques in Earthquake Engineering", *Proceedings of SPIE 2445: Smart Structures and Materials*, pp. 214-224, 1995.

TURNER T. L., LACH C.L., AND CANO R.J., "Fabrication and Characterization of SMA hybrid Composites", *Proceedings of SPIE 4333: Smart Structures and Materials*, pp. 343-355, 2001.

KHAN M.M., LAGOUDA D.C., MAYES J.J., AND HANDERSON B.K., "Pseudoelastic Shape Memory Alloy Spring Elements for Passive Vibration Isolation", *Journal of Intelligent Material Systems and Structure*, Vol. 15, No. 6, pp. 415-441, 2004.

AIKEN I.D., NIMS D.K., WHITTAKER A.S., AND KELLY J.M., —Testing of Passive Energy Dissipation Systems", *Earthquake Spectra*, Vol. 9, No. 3, pp. 335- 370, 1990

IONASHIRO, M. GIOLITO: *Fundamentos da Termogravimetria, análise térmica diferencial, calorimetria exploratória diferencial*. Araraquara: Giz editorial, 2004. 96p

JUNIOR, S.V.C. *Técnicas de Caracterização de Polímeros*. Editora Artiliber, 2004, p.17-261.

RAO, A.; SRINIVASA, A. R.; REDDY, J. N. Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators. Springer, 2015.

J. LELATKO, H. MORAWIEC, M. GIGLA, YU. KOVAL, V. KOLOMYTSEV, Proc. XVII Conf. on Appl. Cryst., eds., World Sc, Singapore 1998 p. 312.

YANG GWON-SEUNG, LEE JONG-KOOK, JANG WOO-YANG. Effect of grain refinement on phase transformation behavior and mechanical properties of Cu-based alloy. Trans Nonferr Met Soc China 2009; 19:979–83.

HSU CA, WANG WH, HSU YF, REHBACH WP. The refinement treatment of martensite in Cu–11.38 wt.%Al–0.43 wt.% Be shape memory alloys. J Alloys Compd 2009; 474:455–62.

M. SADE, F.DE CASTRO BUBANI, F.C. LOVEY, V. TORRA. Effect of grain size on stress induced martensitic transformations in a Cu–Al–Be polycrystalline shape-memory alloy. Pseudoelastic cycling effects and microstructural modifications. Materials Science & Engineering A609, 300–309, 2014.

PIOTROWSKI, B., ZINEB, T. B., PATOOR, E. & EBERHARDT, A. Modeling of niobium precipitates effect on the Ni47Ti44Nb9 shape memory alloy behavior. Int. J. Plasticity 36, 130–147 (2012).

REGINALD F. HAMILTON ASHEESH LANBA OSMAN E. OZBULUT BERNHARD R. TITTMANN Shape Memory Effect in Cast Versus Deformation-Processed NiTiNb Alloys Shap. Mem. Superelasticity (2015) 1:117–123

ASANOVIC, VANJA; DELIJIC, KEMAL; JAUKOVIC, NADA. A study of transformations of  $\beta$ -phase in Cu-Zn-Al shape memory alloys. Scripta materialia, Montenegro, v. 58, p. 599-601, 2008.

CYRIL STANLEY SMITH. Metallurgy as a human experience. Metallurgical Transactions, vol. 6A, april, (1975) 603-623.

COLPAERT. HUBERTUS. Metalografia dos produtos comuns. 4. ed. revista e atualizada por COSTA E SILVA, André Luiz V. São Paulo: Editora Blucher, 2008.

FUNAKUBO H., Shape Memory Alloys. Glasgow, Bell and Bain Ltd, 1984.

PINA, E. Estudo da estabilização na liga Cu-Al-Mn com memória de forma. Dissertação (mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco, 2006.

OLIVEIRA, D. F., LIMA, S. J. G., BRITO, I. C. A., GOMES, R. M., MELO, T. A. A. "Mechanical strength evaluation of a CuAlBe shape memory alloy under different thermal conditions." Materials Science Forum, v. 643, p. 105-112, 2009.

Candido, G.V.M., Melo, T.A.A., Albuquerque, V.H.C., Gomes R.M., Lima, S.J.G., Tavares, J.M.R.S., Characterization of a CuAlBe Alloy with Different Cr Contents, *J. Mater. Eng. Perform.* 21 (2012) 2398–2406. doi:10.1007/s11665-012-0159-6.

H.Y. Kim, Y. Ikehara, J.I. Kim, H. Hosoda, S. Miyazaki. Martensitic transformation, shape memory effect and superelasticity of Ti–Nb binary alloys. *Acta Materialia* 54 (2006) 2419–242.