



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

- Mestrado – Doutorado

ESTUDO DAS PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS DA LIGA

Cu78,3% - Al9,8% - Mn11,9%

por

Rafael Evaristo Caluête

*Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal da Paraíba para obtenção
do grau de Mestre*

RAFAEL EVARISTO CALUÊTE

**ESTUDO DAS PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS DA LIGA Cu
78,3% - Al 9,8% – Mn 11,9%**

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba em cumprimento as exigências para obtenção do grau de Mestre.

Orientador: Prof. Dr. Tadeu Antônio de Azevedo Melo

João Pessoa, Paraíba

2012

C166e Caluête, Rafael Evaristo.
Estudo das propriedades termomecânicas da liga
Cu 78,3% - Al 9,8% - Mn 11,9% / Rafael Evaristo
Caluête.— João Pessoa, 2012.
55f. : il.
Orientador: Tadeu Antônio de Azevedo Melo
Dissertação (Mestrado) – UFPB/CT
1. Engenharia Mecânica. 2. Propriedades mecânicas.
3. Memória de forma – efeito. 4. Superelasticidade.
5. Ensaio de tração.

UFPB/BC

CDU: 621(043)

ESTUDO DAS PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS DA LIGA Cu78,3-Al9,8- Mn11,9

por

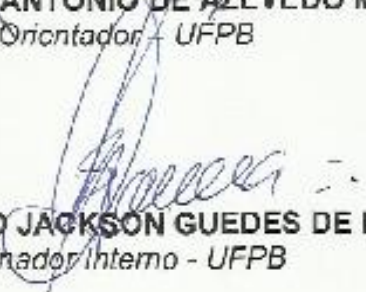
Rafael Evaristo Caluête

Dissertação aprovada em 14 de março de 2012

Período letivo 2011.2



Prof. Dr. TADEU ANTONIO DE AZEVEDO MELO
Orientador - UFPB



Prof. SEVERINO JACKSON GUEDES DE LIMA
Examinador Interno - UFPB



Prof. Dr. TIBÉRIO ANDRADE PASSOS
Examinador Externo - UFPB

DEDICATÓRIA

Este trabalho é dedicado aos meus pais, José e Maria, ao meu irmão Fabiano, a minha irmã Emília, a minha namorada Thayza e a Ringo, que se fizeram presentes durante toda a trajetória desse curso.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que é quem possibilita que tudo ocorra em minha vida.

À minha família, que me apoiou durante esta importante etapa de minha vida, como também aos meus amigos que me deram suporte durante esses dois anos.

Ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, PPGEM, que forneceu todas as ferramentas necessárias à minha produção acadêmica, e ao laboratório de solidificação rápida, LSR, que possibilitou esse trabalho.

Ao meu orientador, Tadeu Antônio de Azevedo Melo, que foi solícito e atencioso em todos os meus momentos de dúvida, me ajudando sempre que necessitei.

Aos amigos e colegas que me incentivaram nos momentos mais difíceis desta jornada, em especial a Ieverton, Joelma, André, Fábio.

À Jandemarques, um agradecimento especial por sua ajuda em todas as etapas da pesquisa.

Aos funcionários do laboratório de solidificação rápida e da oficina mecânica, minha eterna gratidão por tornar viável meu trabalho.

À Thayza, por estar ao meu lado em todos os momentos.

Ao CNPQ, que financiou meu mestrado através da bolsa de estudos.

ESTUDO DAS PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS DA LIGA Cu 78,3% - Al 9,8 – Mn 11,9

RESUMO

As ligas Cu 78,3% - Al 9,8% - Mn 11,9 e Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3% (% em peso) foram elaboradas sem utilização de atmosfera de proteção. A primeira liga foi caracterizada através de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, Calorimetria Diferencial de Varredura e difração de raios-X e suas propriedades mecânicas foram determinadas através de ensaio de tração, quantificação de efeito de memória de forma e superelasticidade. No caso da liga com Nb e Ni, esta foi caracterizada por microscopia ótica, Calorimetria Diferencial de Varredura e teve suas propriedades mecânicas determinadas através de ensaio de tração.

Palavras chave: Propriedades mecânicas, efeito de memória de forma, superelasticidade.

STUDY OF THE THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF THE ALLOY Cu78,3% - Al9,8% - Mn11,9%

ABSTRACT

The alloys Cu 78,3% - Al 9,8% - Mn 11,9 and 77.5% Cu - Al 9.8% - Mn 11,9% - % Nb 0.5 - 0.3% Ni (wt%) were prepared without the use of protective atmosphere. The first alloy was characterized using optical microscopy, scanning electron microscopy, differential scanning calorimetry and X-ray diffraction and its mechanical property was determined by the tensile test, quantification of the shape memory effect and superelasticity. In the case of alloy with Nb and Ni, this was characterized by optical microscopy, differential scanning calorimetry and had their mechanical properties determined by tensile testing.

Keywords: mechanical properties, shape memory effect, superelasticity.

SUMÁRIO

RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vi
LISTA DE FIGURAS.....	ix
LISTA DE TABELAS.....	xii
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xiii

APRESENTAÇÃO

1.1. INTRODUÇÃO.....	1
1.2. OBJETIVOS.....	3
1.2.1 Objetivos Gerais.....	3
1.2.2 Objetivos específicos do trabalho.....	3

2.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1.1 Ligas de Memória de Forma (Shape Memory Alloys).....	4
2.1.2 Efeito de memória de forma.....	5
2.1.2.1 Efeito de memória de forma de único caminho.....	7
2.1.2.2 Efeito de memória de forma de dois caminhos.....	8
2.1.3 Superelasticidade.....	9
2.1.4 Ligas Cu-Al-Mn.....	12
2.1.4.1 Efeito do tamanho de grão e da textura na pseudo-elasticidade de ligas Cu-Al-Mn.....	12
2.1.4.2 Efeito de memória de forma em ligas Cu-Al-Mn criogênicas.....	14
2.1.4.3 Efeitos de elementos de liga na ductilidade de ligas com memória de forma....	15
2.1.4.4 Efeito da adição da liga Nb-Ni na redução do tamanho de grão.....	18

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Elaboração da liga, tratamentos térmicos, e caracterização das ligas por difração de raios-x e microscopia óptica.....	20
3.1.1 Elaboração da liga.....	20
3.1.2 Tratamentos térmicos.....	21
3.1.3 Caracterização da liga por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X.....	21
3.2 Determinação das temperaturas de transformação.....	22
3.3 Determinação das propriedades termomecânicas da liga através de Ensaio de tração, Quantificação de efeito de memória de forma e Superelasticidade.....	23
3.3.1 Ensaio de tração.....	23
3.3.2 Quantificação de efeito de memória de forma.....	24
3.3.3 Superelasticidade.....	24
 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	
4.1 Caracterização da liga por Microscopia Ótica, Microscopia Eletrônica de Varredura, Difração de R-X e Calorimetria diferencial de Varredura.....	26
4.2 Ensaio de tração.....	30
4.3 Superelasticidade.....	34
4.4 Quantificação de efeito de memória de forma.....	36
 5.1 CONCLUSÕES.....	37
 6.1 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS.....	38
 7.1 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	39

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Transformação de fase induzida por temperatura sem a aplicação de carga (modificado - LAGOUDAS, 2008).....	5
Figura 2.2 - Esquema mostrando a deformação na fase martensítica após aplicação de carga (Modificado - LAGOUDAS, 2008).....	6
Figura 2.3 - Esquematisação do efeito de memória de forma mostrando o descarregamento e subsequente aquecimento (Modificado - LAGOUDAS, 2008).....	7
Figura 2.4 - Efeito de memória de forma de único caminho. A amostra é deformada (A?B) e descarregada a uma temperatura abaixo de M_f . A aparente deformação plástica é retirada após aquecimento a uma temperatura acima de A_f (C?D). Mudança de comprimento, carga e temperatura são indicados por L, F e T, respectivamente.....	8
Figura 2.5 - Efeito de memória de forma em dois caminhos. Uma espontânea mudança de forma ocorre durante o resfriamento a temperatura abaixo de M_f (A?B). Essa mudança de forma é recuperada após aquecimento em uma temperatura acima de A_f (C?D) (Modificado - SCHWARTZ, 2009).....	9
Figura 2.6 - Típico ciclo de carregamento pseudo-elástico em ligas de memória de forma Modificado - LAGOUDAS, 2008).....	11
Figura 2.7 - Aplicação da superelasticidade em uma situação de flexão (Modificado - SCHWARTZ, 2002).....	11
Figura 2.8 - Efeito borracha.....	12
Figura 2.9 - Seção vertical de um sistema Cu-Al-Mn incluindo a temperatura inicial da transformação martensítica e as fronteiras de transição de ordem desordem A_2/B_2 e B_2/L_{21}	13
Figura 2.10 - Curvas cíclicas de tensão-deformação obtidas em fios com $d/D = 0,217$	14
Figura 2.11 - Variação do M_s da composição do alumínio e do manganês.....	15

Figura 2.12 - Efeito de elementos de liga no trabalho a frio (Modificado -SUTOU, 1999).....	16
Figura 2.13 - Variação da temperatura Ms x Adição de Níquel (Modificado - SUTOU, 1999).....	17
Figura 2.14 - Recuperação de forma da liga quaternária Cu-Al-Mn-X ligas comparado com aqueles de ligas ternárias de Cu-Al-Mn (Modificado - SUTOU, 1999).....	17
Figura 2.15 - Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be (% em peso).....	18
Figura 2.16 - Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).....	18
Figura 2.17 - Curva típica tensão X deformação para a liga cu - 11,8%Al - 0,6%Be em T=25°C.....	19
Figura 2.18 - Curva típica tensão X deformação para a liga cu - 11,8%Al - 0,6%Be - 0,5%Nb em T=25°C.....	19
Figura 3.1 – Molde.....	21
Figura 3.2 - Representação da região do lingote onde foi feita a retirada da amostra para realização da microscopia ótica.....	22
Figura 3.3 - Desenho esquemático do corpo de prova.....	24
Figura 4.1 - Fase Austenita na liga Cu- 78,281% - Al-9,776% - Mn-11,943% (% em peso).....	27
Figura 4.2 - Fase Austenita na liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3% (Aumento 7x).....	27
Figura 4.3 - Fase martensita na liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% (% em peso).....	28
Figura 4.4 - Determinação das temperaturas de transformação através de Calorimetria Diferencial de Varredura da liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9%.....	29
Figura 4.5 - Determinação das temperaturas de transformação através de Calorimetria Diferencial de Varredura da liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%.....	30
Figura 4.6 - Difratoograma da liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9%.....	30
Figura 4.7 - Ensaio de tração para a liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% (% em	

peso).....	31
Figura 4.8 - Ensaio de tração para a liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3% (% em peso).....	32
Figura 4.9 - Ensaio de tração realizado a -110°C.....	34
Figura 4.10 - Ensaio de superelasticidade realizado a 25°C.....	35
Figura 4.11 - Ensaio de superelasticidade realizado a -30°C.....	36
Figura 4.12 - Ensaio para quantificação do efeito de memória de forma com deformações de 3% e 5%, realizados a -110°C.....	36

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Comparativo entre a composição nominal e a composição real das ligas Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% e Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%.....	28
Tabela 4.2 - Análise estatística da liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%.....	32
Tabela 4.3 - Comparativo entre os resultados obtidos no ensaio de tração das ligas Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% e Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%.....	33

LISTA DE SÍMBOLOS

% – Porcentagem;

γ Al₂Cu₃ – Fase;

°C – Grau Celsius;

18R – Tipo de martensita;

a – parâmetro de rede;

A_f - Temperatura final da transformação reversa ou austenítica;

Al – Alumínio;

A_s - Temperatura de início da transformação reversa ou austenítica;

B2 – Fase;

d – tamanho do grão;

D – tamanho da amostra;

DO3 – Fase;

DRX – Difração de raios-X;

DSC – Calorimetria Diferencial de Varredura;

d_{σPE}/D_ε – taxa de encruamento;

e – Deformação;

EMF – Efeito Memória de Forma;

h – Tempo em hora;

K – Kelvin;

L2₁ – estrutura martensítica;

LSR – Laboratório de solidificação rápida;

M_f: Temperatura em que se tem o final da transformação direta ou martensítica;

min – Tempo em minuto;

Mn – Manganês;

M_s - Temperatura de início de transformação direta ou martensítica;

SMA – Shape Memory Alloy (liga com memória de forma, em inglês);

t – espessura;

t – Tempo;

T - Temperatura;

β – Fase cristalina;

β' – Fase cristalina;

γ' – Tipo de martensita;

γ_2 – Fase;

$\Delta\sigma$ – tensão de histerese;

ε – Deformação;

ε_a – Deformação aplicada;

ε_r – Deformação residual;

σ_r – Tensão residual;

σ – Tensão;

$\sigma_{\text{máx}}$ – Tensão máxima alcançada no ensaio;

σ^{Af} – tensão onde existe apenas a fase austenita;

σ^{As} – tensão inicial da transformação reversa;

σ^{mf} – tensão onde existe apenas a fase martensita;

σ^{ms} – tensão de indução da martensita;

σ_s – Tensão inicial de da fase martensítica;

σ_t – Tensão de transformação;

σ_y - tensão em que ocorre a indução da martensita;

$\text{\AA}$ – angstrom.

CAPÍTULO I

APRESENTAÇÃO

1.1. INTRODUÇÃO

Entre as diversas ligas passíveis do efeito memória de forma, destacam-se as ligas Ni-Ti, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Be e Cu-Al-Mn. Destas, a que possui melhores propriedades termoelásticas (recuperação de forma e superelasticidade) são as ligas da família Ni-Ti. As ligas da família Cu-Al, apesar de não apresentarem propriedades no nível das ligas Ni-Ti, tornam-se atrativas face ao relativo baixo custo de elaboração e de processamento mecânico. Um importante desafio consiste, portanto, em desenvolver ligas Cu-Al com propriedades compatíveis com as diversas aplicações inerentes as ligas com memória de forma, como por exemplo, atuadores mecânicos. Para atender esta finalidade é imprescindível que as transformações de fase ocorram em baixas temperaturas, M_s (início da transformação martensita) $< 0^\circ\text{C}$, além disso, as ligas devem apresentar uma boa recuperação de forma, não inferior a 4%, boa ductilidade (superior a 10%) e boa resistência mecânica (ZACK, et al., 1996)

As ligas Ni-Ti atendem perfeitamente estas características, porém, como já observamos, têm um elevado custo de obtenção e processamento. As ligas Cu-Al-Ni, modificadas com Nb, apesar de apresentarem excelentes propriedades termomecânicas, como boa recuperação de forma, superior a 4% e ductilidade superior a 12%, (GOMES, VELOSO, BUONO, LIMA, MELO, *et al.*, 2001) e um relativo baixo custo de processamento, têm suas aplicações limitadas a temperaturas elevadas. Para adequar estas ligas para aplicações com temperaturas em torno de 25°C , faz-se necessário que o M_s seja

inferior a 0°K. Estas características podem ser conseguidas com teores de Al e Ni respectivamente com 13,8 e 4% (% em peso). Nesta faixa de composição ou para teores mais elevados destes elementos observa-se uma pronunciada fragilização destas ligas. (OTSUKA, WAIMAN, 1988), (FUNAKUBO, 1977).

Esta fragilização está associada a uma tendência a formação da fase γ Al₂Cu₃, de caráter frágil e cumulativamente a elevada anisotropia elástica destas ligas, (FUNAKUBO, 1977). Recentemente mostrou-se que é possível desenvolver-se ligas Cu-Al-Mn, que modificadas por um quarto elemento ou através de tratamentos termomecânicos adequados, podem apresentar baixas temperaturas de transformação, boa recuperação de forma e propriedades mecânicas compatíveis com a utilização dessas ligas como atuadores mecânicos.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivos Gerais

O objetivo geral deste trabalho é a elaboração e estudo das propriedades termomecânicas de uma liga com efeito com memória de forma CuAlMn com e sem adição de refinadores de grão.

1.2.2 Objetivos específicos do trabalho

- ✓ Elaboração, tratamentos térmicos e caracterização das ligas Cu-Al-Mn por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, Calorimetria Diferencial de Varredura e por difração de raios – X;
- ✓ Determinação das propriedades termomecânicas das ligas através de ensaios de tração, quantificação do efeito memória de forma e superelasticidade.

CAPÍTULO II

2.1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1.1 Ligas de Memória de Forma (*Shape Memory Alloys*)

Ligas com memória de forma (SMA) são materiais funcionais ou adaptativos que apresentam a capacidade de recuperar sua forma, sem que haja deformação permanente, após o aquecimento da liga. As principais propriedades são: comportamento super elástico, efeito de memória de forma (reversão percentual de tensão, em percentual, durante o aquecimento ou resfriamento, dentro de limites de temperaturas), recuperação de forma após sofrer tensões elevadas e uma alta capacidade de amortecimento (SCHWARTZ, 2009).

As ligas com memória de forma possuem duas fases sólidas: *Martensita* (fase sólida que ocorrem à baixa temperatura) e *Austenita* (fase sólida que ocorrem à alta temperatura). As características desses materiais estão intimamente ligadas à transformação de fase sólido-sólido que ocorrem em um estado sólido metaestável de algumas ligas. Essa mudança ocorre sem difusão e é chamada transformação martensítica. A temperatura com que essas transformações ocorrem nas ligas com efeito de memória de forma, podem ser escolhidas entre -150°C e 200°C, dependendo da composição e da constituição microestrutural (SCHWARTZ, 2009).

A austenita, geralmente tem estrutura cúbica, diferentemente da martensita, cuja estrutura pode ser tetragonal, ortorrômbica ou monoclinica. Com o resfriamento, na ausência de uma carga aplicada, a estrutura do cristal muda de austenita para martensita. Essa mudança é denominada *transformação martensítica* ou *transformação direta*. O rearranjo da variante, que é a orientação do cristal martensítico, ocorre de tal forma que a

mudança de forma macroscópica média é insignificante, resultando em *martensita geminada*. Quando o material é aquecido a partir da fase martensítica, a estrutura cristalina retorna para austenita, e essa transição é chamada *transformação reversa*, onde não está associada nenhuma mudança de forma. Essa situação está ilustrada na Fig. (2.1) (LAGOUDAS, 2008).

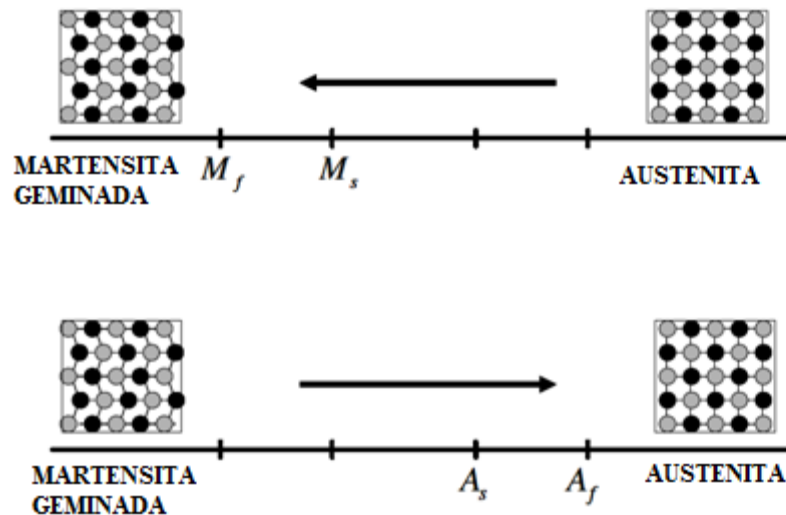


Figura 2.1 – Transformação de fase induzida por temperatura sem a aplicação de carga (Modificado – LAGOUDAS, 2008)

Às mudanças de fases estão associadas quatro temperaturas. Durante a *transformação martensítica*, austenita, sob a ação de nenhuma carga, começa a sua transformação em *martensita geminada* a uma temperatura M_s (*temperatura martensítica inicial*) e completa a transformação para martensita em M_f (*temperatura martensítica final*). Nesse estágio, a transformação está totalmente completa e totalmente na fase geminada. De modo semelhante, durante o aquecimento, a transformação reversa se inicia com A_s (*temperatura austenítica inicial*) e está completa com A_f (*temperatura austenítica final*).

2.1.2 Efeito de memória de forma

Se uma carga é aplicada no material em baixa temperatura, é possível deformar a martensita pela orientação de algumas variantes (Fig. (2.2)). O resultado seria uma deformação de ordem macroscópica, permanecendo com essa configuração, mesmo após a retirada da carga. Se for realizado um aquecimento nessa liga a uma temperatura acima de A_f , toda a fase sólida, que antes era martensita, se transformará em austenita e o material irá recuperar sua forma original (Fig. 2.3). Um resfriamento a uma temperatura abaixo de M_f , acarretará novamente em martensita geminada, sem que haja mudança de forma associada. A esse fenômeno se dá o nome de Efeito de Memória de Forma (Shape Memory Effect, em inglês).

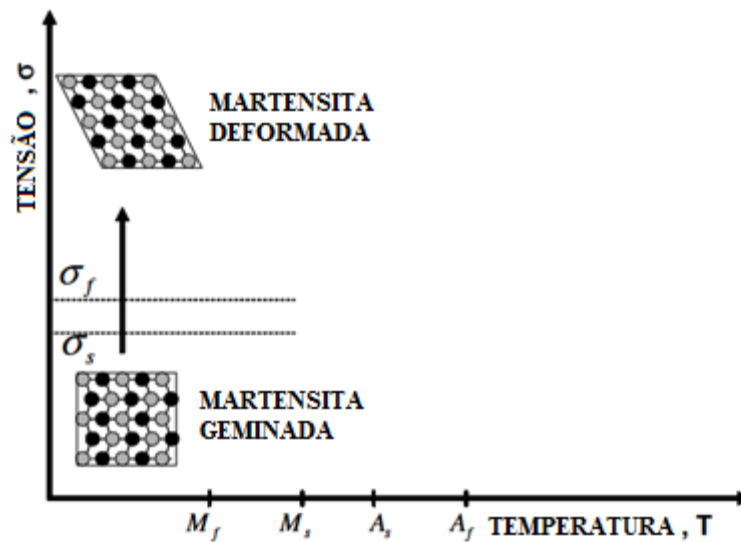


Figura 2.2 – Esquema mostrando a deformação na fase martensítica após aplicação de carga (Modificado – LAGOUDAS, 2008)

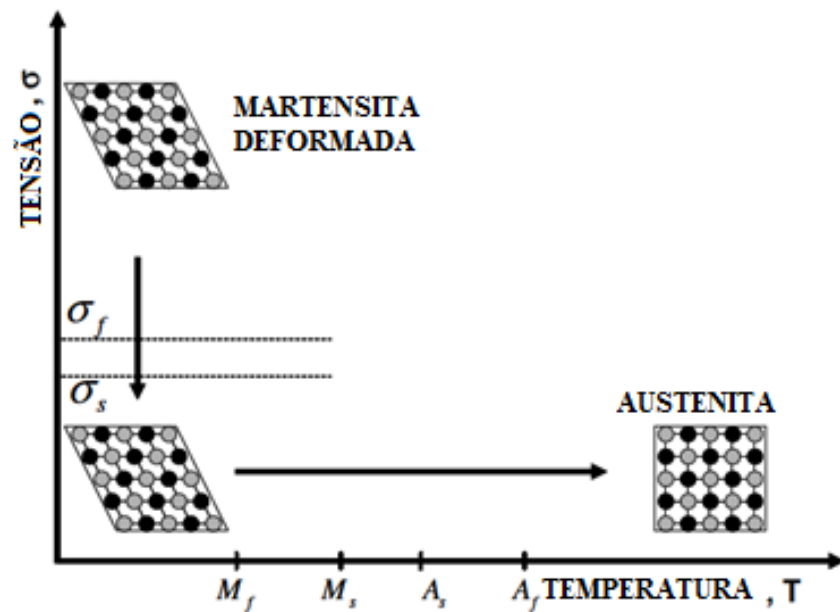


Figura 2.3 – Esquemática do efeito de memória de forma mostrando o descarregamento e subsequente aquecimento (Modificado – LAGOUDAS, 2008)

2.1.2.1 Efeito de memória de forma de único caminho

No estado martensítico, o material pode ser facilmente deformado, através da aplicação de carga, em uma temperatura inferior a M_f . Neste caso, a única restrição é que a deformação não pode ultrapassar certo limite de deformação (geralmente até 8%) e deve ser abrangido, exclusivamente, pela reorientação das variantes martensíticas, que leva a uma remanescente deformação, mas que não é plástica (SCHWARTZ, 2009). Essa deformação pode ser removida através do aquecimento da amostra, resultando na forma inicial da mesma (Fig. 2.4). Este efeito é chamado de efeito de memória de forma único caminho (*One Way Effect*), uma vez que apenas a forma inicial do material, conhecida como *forma quente*, é memorizada.

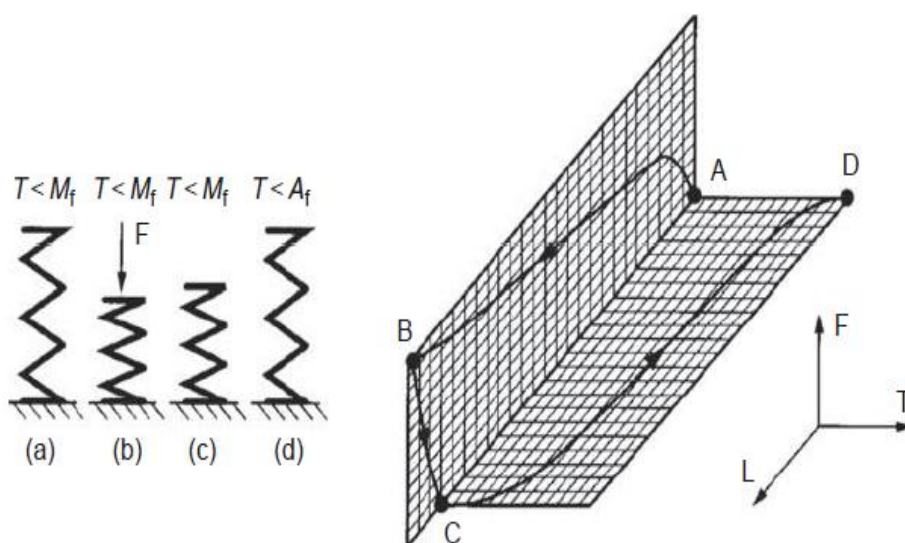


Figura 2.4 – Efeito de memória de forma de único caminho. A amostra é deformada (A→B) e descarregada a uma temperatura abaixo de M_f . A aparente deformação plástica é retirada após aquecimento a uma temperatura acima de A_f (C→D). Mudança de comprimento, carga e temperatura são indicados por L, F e T, respectivamente (SCHWARTZ, 2009)

2.1.2.2 Efeito de memória de forma de dois caminhos

Ligas de memória de forma podem ser processadas para lembrar tanto a forma em baixas temperaturas, onde o material é martensítico, quanto à forma em temperaturas mais elevadas, quando o material se encontra na fase- β , que é a fase mãe onde a transformação austenita ocorre. Pode ocorrer uma ciclagem entre as duas formas anteriormente citadas sem a necessidade de aplicação de tensão externa.

O efeito de memória de forma em dois caminhos muda inteiramente sua microestrutura, fato que ocorre durante a transformação martensítica, sob a influência de tensões internas. Auto-acomodação da microestrutura martensita se perde no efeito em dois sentidos, devido à presença destas tensões. Variantes predominantes são formados durante a transformação (ou seja, há um excesso de certas variantes dentro da microestrutura martensitica em comparação com estruturas auto-acomodados.). Isso resulta na obtenção de fase martensita deformada diretamente pelo resfriamento da fase mãe, sob a influência

de tensões internas. Estas tensões podem ser introduzidas de várias maneiras. Normalmente fala-se de "treinamento" de liga com memória de forma. Tensão interna deve ser estável em ciclos térmicos através da transformação e é geralmente um resultado de defeitos irreversíveis. Após cada ciclo de carga e descarga, uma pequena tensão residual permanece. Defeitos irreversíveis também podem ser criados através da presença de partículas. Dois dos métodos de treinamento mais comuns para criar o efeito de memória de forma em dois caminhos consistem na introdução de matrizes de deslocamento e são alcançados por meio de:

- Deformação cíclica a uma temperatura abaixo de M_f seguida por um aquecimento até uma temperatura acima de A_f ;
- Deformação cíclica entre as formas a temperaturas mais e menos elevadas, a uma temperatura acima de A_f .

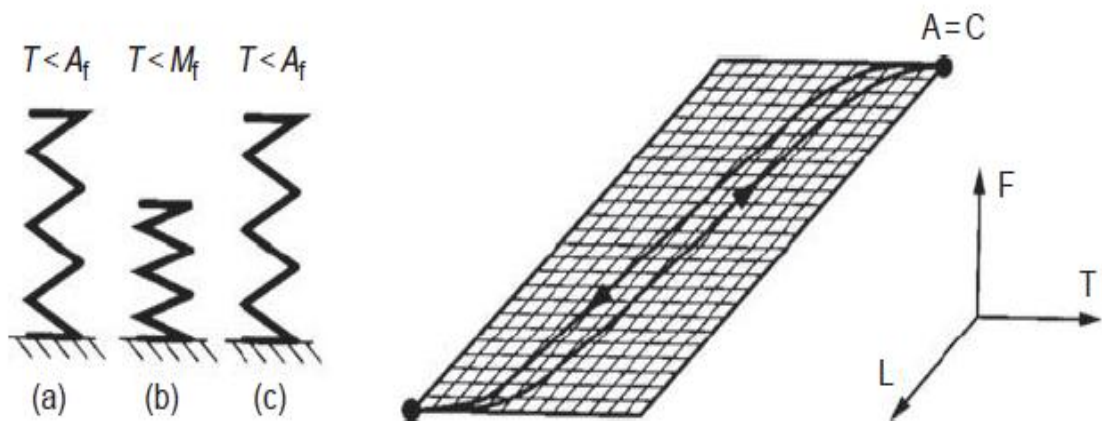


Figura 2.5 – Efeito de memória de forma em dois caminhos. Uma espontânea mudança de forma ocorre durante o resfriamento a temperatura abaixo de M_f ($A \rightarrow B$). Essa mudança de forma é recuperada após aquecimento em uma temperatura acima de A_f ($C \rightarrow D$)

(SCHWARTZ, 2009)

2.1.3 Superelasticidade

Este efeito, também conhecido como pseudo-elasticidade, descreve os materiais que recuperam suas formas isotermicamente a fim de produzir o efeito de memória de forma. Este fenômeno é essencialmente o mesmo que o de memória de forma, embora a transformação de fase para austenita (A_f) ocorra abaixo da temperatura de funcionamento esperada.

O comportamento pseudo-elástico está associado a uma transformação de fase induzida por tensão, que gera deformação durante a carga e subsequente recuperação de forma pós-retirada da carga em temperaturas acima de A_f . Este fenômeno se inicia em uma temperatura onde a fase austenítica existe ($T > A_f$), daí, devido à aplicação de carga, ocorre o surgimento de *martensita deformada* na forma estável e finalmente retorna ao estado austenítico quando a tensão é retirada (LAGOUDAS, 2008). Uma típica curva tensão-deformação é mostrada na Fig. 2.6. Neste ciclo, primeiramente ocorre um carregamento elástico (A-B) até que, a partir de σ^{Ms} , começa a ocorrer a transformação martensítica. No ponto B começa o surgimento de uma fase conhecida como martensita 18R (β'_1). Entre os pontos B e C ocorre uma inclinação na curva que está associada ao carregamento elástico da fase martensita. Neste intervalo a indução de tensão gera uma mudança de fase de $\beta_1 - \beta'_1$. A transformação martensítica se encerra em σ^{Mf} , onde ocorre apenas a fase martensítica β'_1 , e aumento da tensão a partir desse ponto não acarretará mais nenhuma transformação de fase, apenas uma deformação elástica da martensita deformada (C – D). A partir do ponto D começa o descarregamento elástico da martensita β'_1 . No ponto E atinge-se a σ^{As} , que determina o início da transformação reversa da martensita em austenita. Este processo é acompanhado da recuperação de forma devido à transformação de fase, até o final do descarregamento. O fim da transformação em austenita é denotado pelo ponto F, onde a curva de descarga σ - ϵ reencontra a região elástica da austenita σ^{Af} . Entre os pontos E e F, ocorre a transformação reversa de fases de β'_1 para β_1 . Na Fig. 2.7 é apresentado um exemplo esquemático aplicação do fenômeno da superelasticidade.

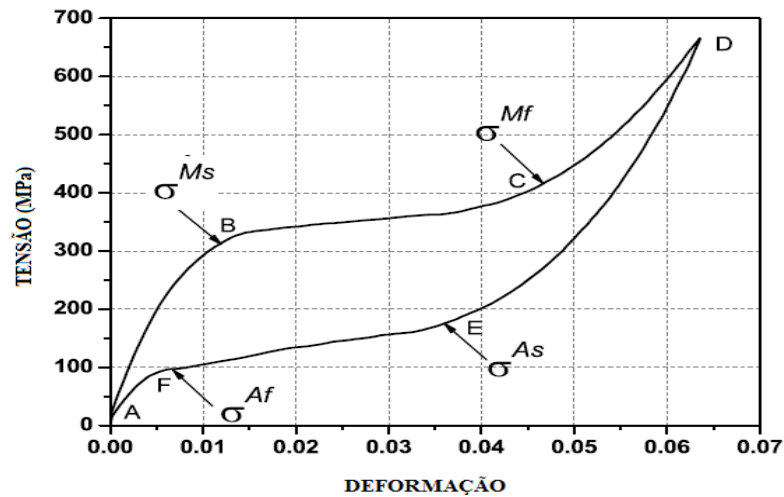


Figura 2.6 – Típico ciclo de carregamento pseudo-elástico em ligas de memória de forma (Modificado - LAGOUDAS, 2008)

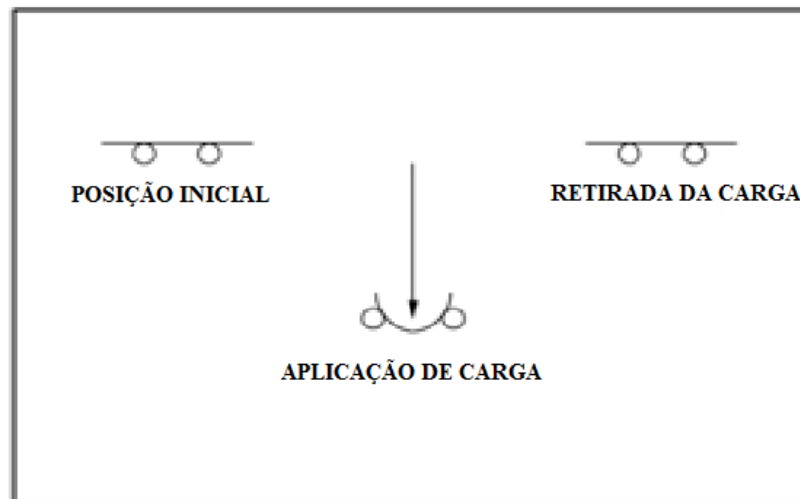


Figura 2.7 – Aplicação da superelasticidade em uma situação de flexão (Modificado – SCHWARTZ, 2002)

Geralmente a pseudo-elasticidade descreve tanto o comportamento super-elástico, quanto o chamado “efeito borracha” (Rubber-like behavior). Este efeito é exclusivo da fase martensítica, ocorrendo devido à reorientação reversível da martensita nas interfaces austenita/martensita e martensita/martensita. Esta reversibilidade, ou seja, quando há tensões aplicadas de intensidade inferior ao limiar de reversibilidade, esta relacionada ao fato que a deformação macroscópica será devido a uma deformação elástica e também, a

uma deformação reversível associada ao movimento reversível das interfaces. Na Fig. 2.8, nota-se que a aplicação de um ciclo de carregamento (ciclo 3-2-3) tem um comportamento reversível, denominado “efeito borracha”. Em alguns casos, o envelhecimento da fase martensítica pode possibilitar a reversibilidade da martensita deformada sob um descarregamento a temperaturas abaixo de M_f .

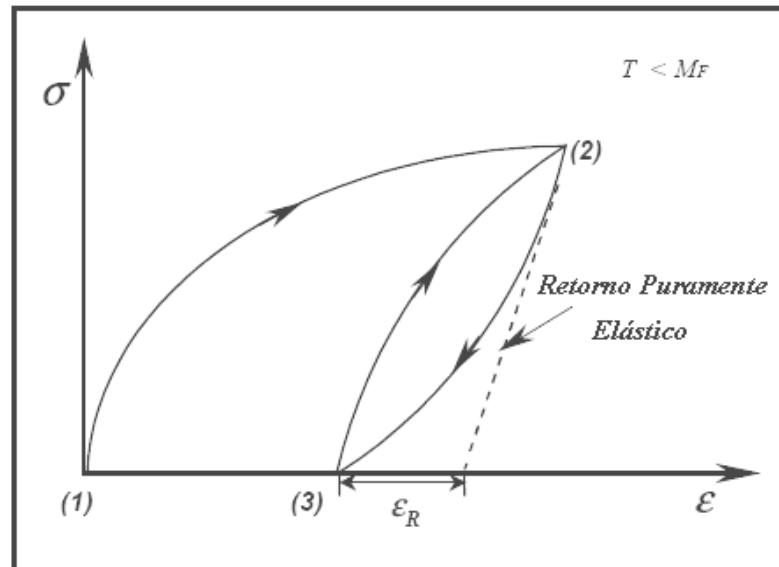


Figura 2.8 – Efeito borracha

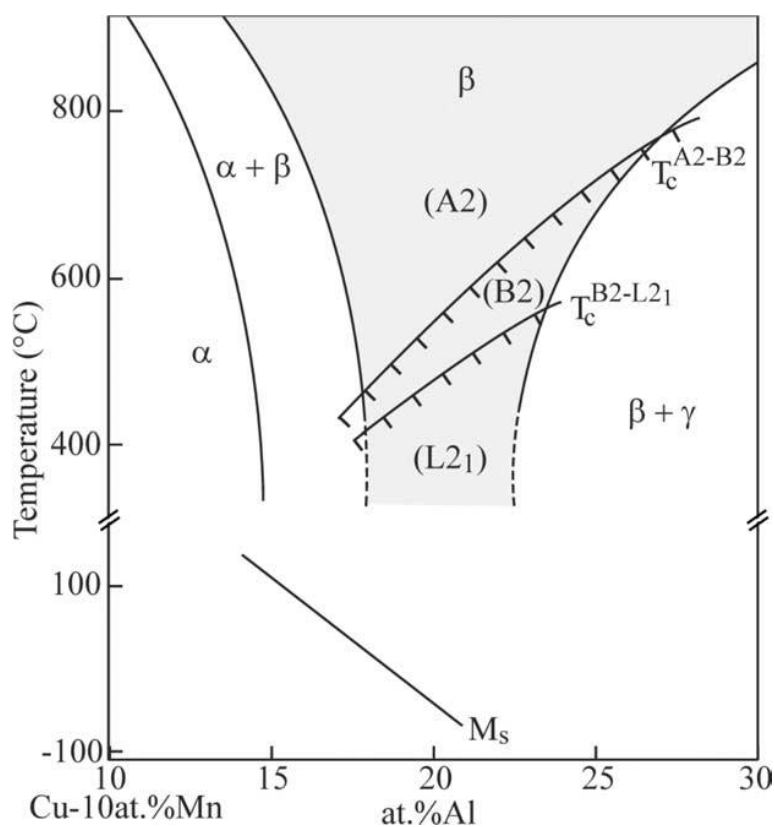
2.1.4 Ligas Cu-Al-Mn

2.1.4.1 Efeito do tamanho de grão e da textura na pseudo-elasticidade de ligas Cu-Al-Mn.

A recuperação de forma de ligas com base Cu depende do tamanho do grão (d) relativo ao tamanho da amostra, incluindo espessura (t) e diâmetro (D), e aumenta com o aumento relativo do tamanho do grão (d/t e d/D) (SUTOU et al, 2005).

Ligas de base cobre que apresentam grãos de tamanho grande tendem a apresentar-se de forma frágil e sofrerem fraturas intergranulares dado o alto grau de ordem da fase β com as estruturas $B2$, $D0_3$ ou $L2_1$. Grandes grãos acarretam uma recuperação de forma em

Recentemente, KAINUMA ET AL, relatou que uma excelente ductilidade em ligas Cu-Al-Mn, pode ser obtida pelo controle do grau de ordem da fase β (SUTOU et al, 2005). Na Fig. 2.9, observa-se que, para uma composição Cu - Al - 10% at Mn, as temperaturas de transição ordem-desordem, β (A2) $\rightarrow$ β_2 (B2) e $\beta_2 \rightarrow \beta_1$ (L2₁), caem drasticamente com o decréscimo do alumínio. Ligas com percentual abaixo de 18%at Al, com um baixo grau de ordem na fase β , mostraram excelente trabalhabilidade a frio, maiores que 60% no processo de laminação, como também exibiram efeito de memória de forma e pseudo-elasticidade na estrutura cúbica β_1 (L2₁) para monoclinica (18R).

B2/L2₁

SUTOU et al. (2005) conclui que, para uma liga Cu – Al17%at – Mn 11%at, a tensão produzida (σ_y) e a taxa de encruamento ($d\sigma_{PE}/d\varepsilon$), definidas na Fig 2.10, aumentam com o decréscimo de d/D , onde σ_y , é definida como a tensão em que ocorre a indução da martensita. Além do mais, a tensão de histerese ($\Delta\sigma$), que foi definida como a tensão de histerese devido à deformação de 1% a qual foi obtida a partir das curvas tensão-deformação, depois de carregar até 2% de deformação e subsequente retirada da carga, decresce e a recuperação de forma aumenta com o aumento de d/D .

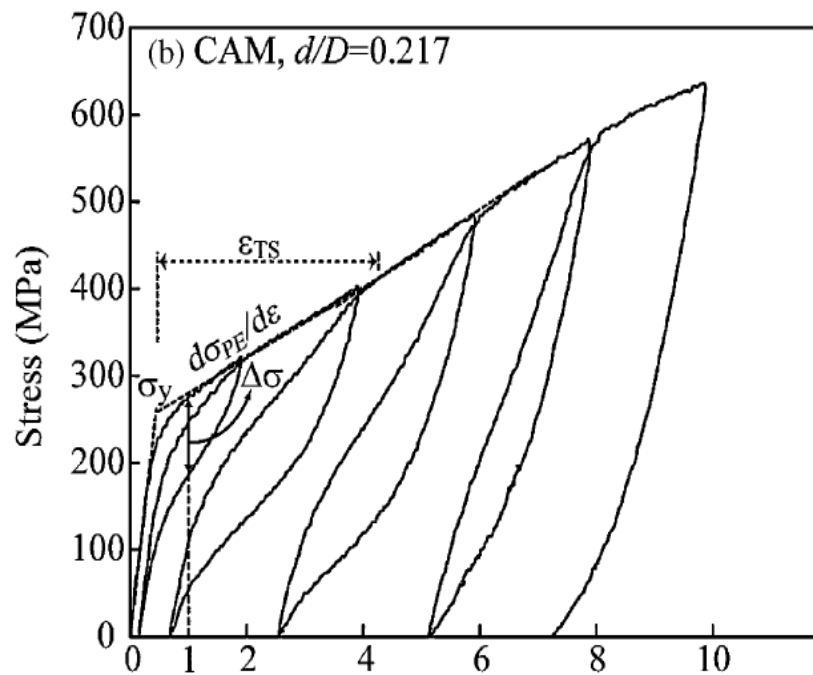


Figura 2.10 – Curvas cíclicas de tensão-deformação obtidas em fios com $d/D = 0,217$

2.1.4.2 Efeito de memória de forma em ligas Cu-Al-Mn criogênicas

Sabe-se que as temperaturas de transformação de ligas de memória forma de base Cu são bastante sensíveis à composição de seus componentes. No caso das ligas Cu-Al-Mn, o decréscimo de M_s pode ocorrer devido ao aumento da concentração do alumínio ou do manganês, quando não da combinação de ambos. Uma pequena composição de alumínio produz uma boa usinagem, ao passo que uma concentração superior a 13% da mesma fazem com que a liga se torne dura e quebradiça (ZAK ET al, 1995).

Após o estudo de uma série de ligas Cu-Al-Mn, chegou-se a uma equação (Eq. 1) onde se pode obter o valor aproximado de M_s a partir da concentração dos componentes Al e Mn. Para a dada equação, trabalha-se com uma margem de erro de $\pm 8K$.

$$M_s = 1192 - 25,5 * Al \text{ wt}\% - 73,2 Mn \text{ wt}\% \quad \text{Equação 1}$$

A Fig. 2.11 mostra vários M_s para diferentes valores de Al e Mn utilizados em ligas Cu-Al-Mn. Pode-se notar que M_s varia linearmente com o aumento na composição de alumínio e manganês. Um aumento de 1% em peso de manganês, acarreta um decréscimo de 80K no M_s . No caso do alumínio, um acréscimo de 1% em peso, faz com que a temperatura do M_s diminua em 30K.

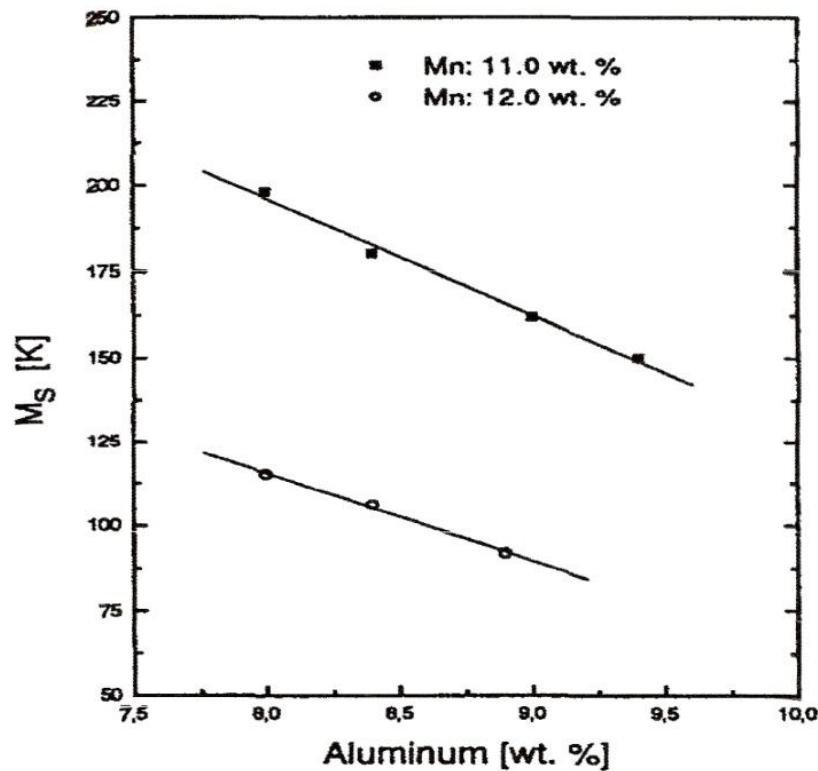


Figura 2.11 – Variação do M_s da composição do alumínio e do manganês

2.1.4.3 Efeitos de elementos de liga na ductilidade de ligas com memória de forma

SUTOU (1999), concluiu que a adição de um quarto elemento de liga pode influenciar nas temperaturas de transformação martensíticas, no trabalho a frio e também nas propriedades de memória de forma da liga base Cu73% - Al17 - Mn10 (%at). No caso da liga que teve adição do elemento Ni, percebeu-se que ele apresenta total solubilidade quando usado até 2% (%at). No que diz respeito à ductilidade, o uso de 1% (%at) de Ni não apresenta grandes modificações na ductilidade quando comparada a liga base Cu73% - Al17 - Mn10 (%at). Este resultado pode ser observado na Fig. 2.12.

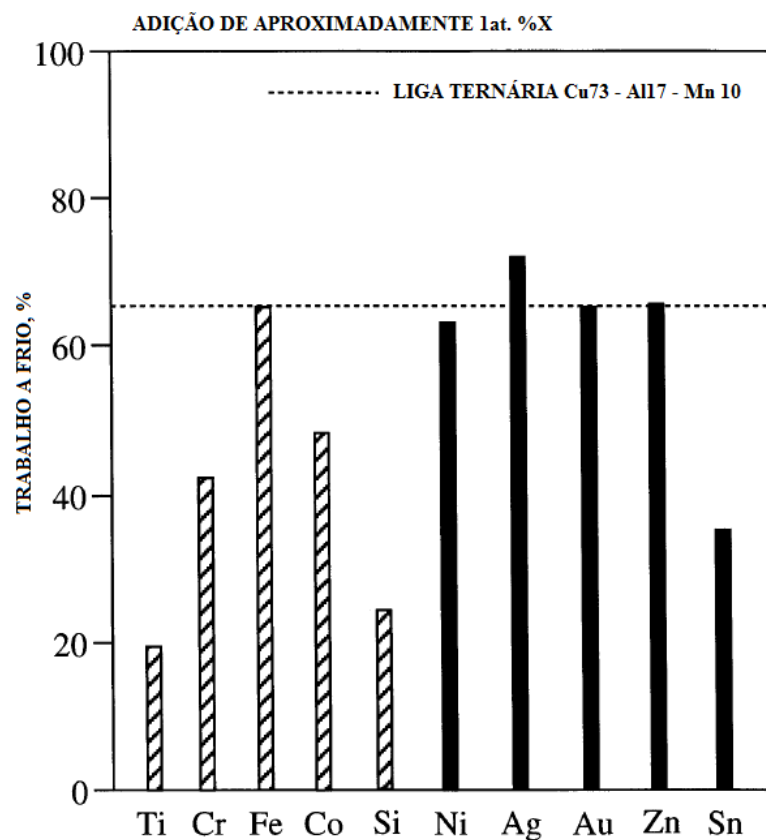


Figura 2.12 – Efeito de elementos de liga no trabalho a frio (Modificado –SUTOU, 1999)

SUTOU (1999) também concluiu que a temperatura M_s varia linearmente em função da quantidade X de elemento adicionada a liga base. Um acréscimo de Ni acarretará um decréscimo na temperatura de acordo com a Fig. 2.13.

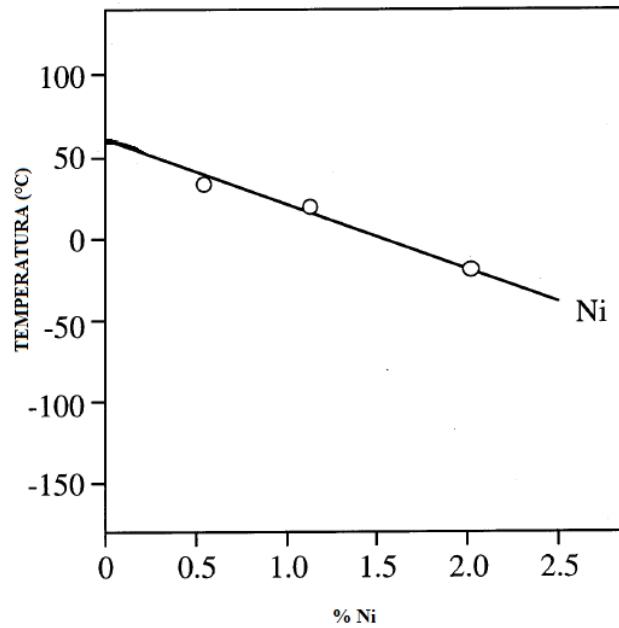


Figura 2.13 – Variação da temperatura M_s x Adição de Níquel (Modificado – SUTOU, 1999)

O Níquel tem papel importante na recuperação de forma da liga Cu73% - Al17 - Mn10 (%at). Como se pode observar na Fig.2.14, há quase que uma recuperação de forma perfeita na liga.

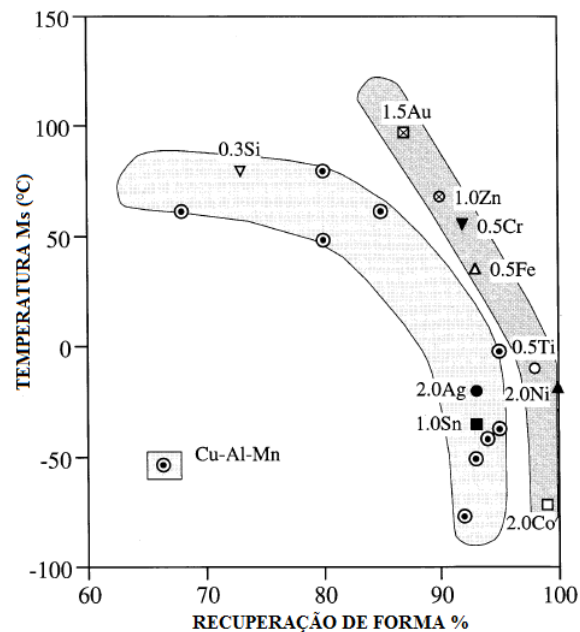


Figura 2.14 - Recuperação de forma da liga quaternária Cu-Al-Mn-X ligas comparado com aqueles de ligas ternárias de Cu-Al-Mn (Modificado – SUTOU, 1999)

2.1.4.4 Efeito da adição da liga Nb-Ni na redução do tamanho de grão

OLIVEIRA (2009) em seu estudo das ligas Cu-Al-Be, verificou que para para ligas com e sem Nb, submetidas as mesmas condições de solidificação, houve uma redução média no tamanho de grão de 400 μm para 120 μm , como mostram as Fig 2.15 e 2.16. Ele deduziu que o Nb tem um efeito preponderante como redutor de grão.

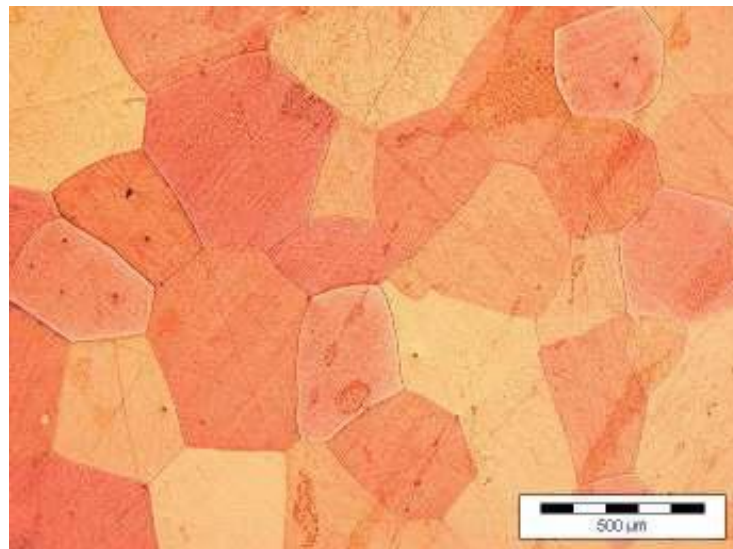


Figura 2.15 - Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be (% em peso).

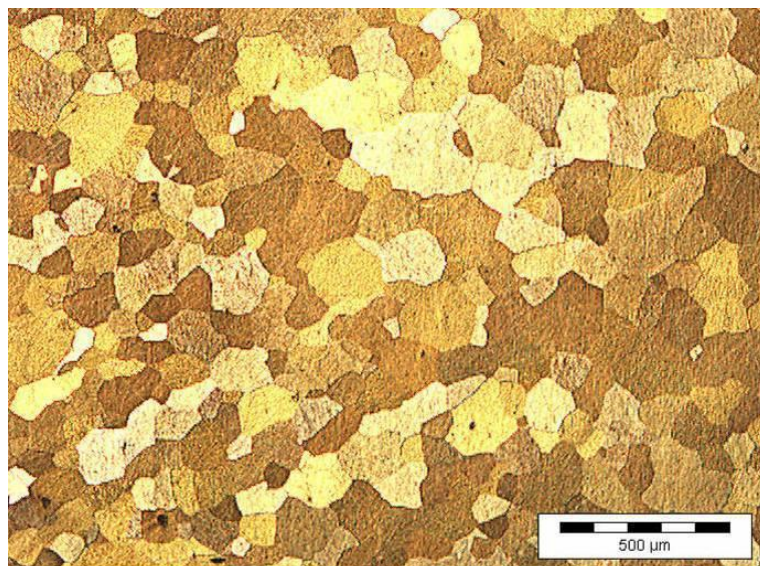


Figura 2.16 - Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).

OLIVEIRA (2009) também indicou em seu estudo que, a presença do Nb como refinador de grão melhorou a ductilidade da liga quando comparada a liga semelhante sem o uso do refinador. Houve aumentos significativos na tensão de indução da martensita e na tensão de ruptura do material, como mostram as Fig. 2.17 e Fig. 2.18.

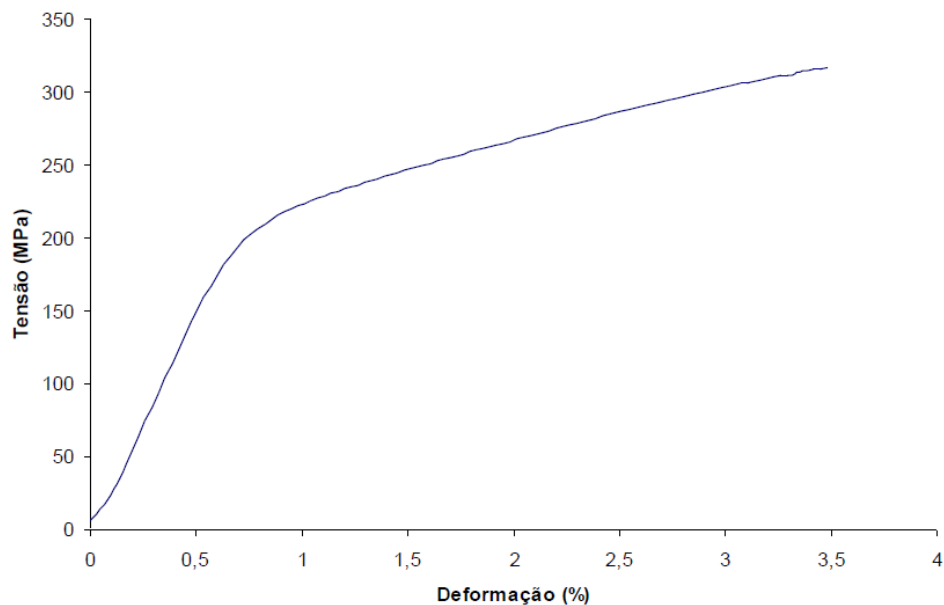


Figura 2.17 – Curva típica tensão X deformação para a liga cu – 11,8%Al – 0,6%Be em T=25°C

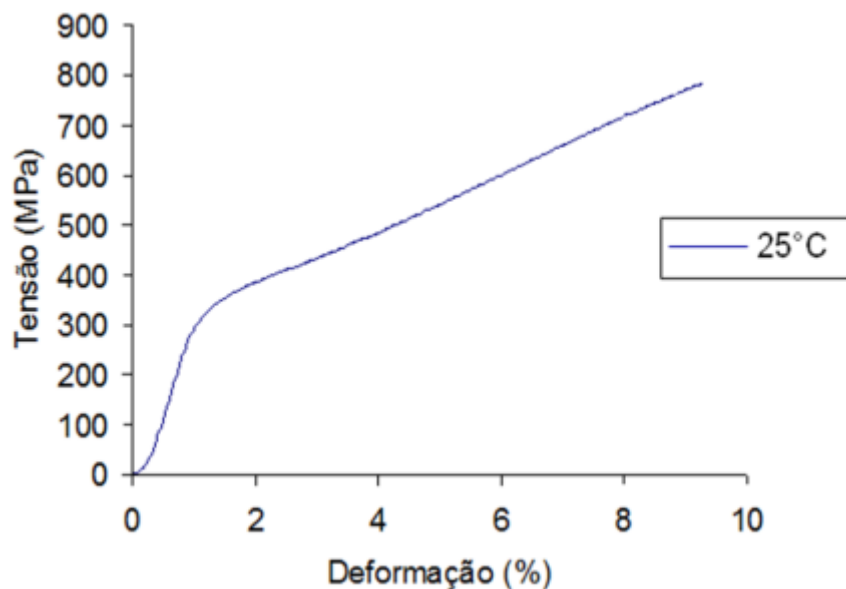


Figura 2.18 - Curva típica tensão X deformação para a liga cu – 11,8%Al – 0,6%Be – 0,5%Nb em T=25°C

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Elaboração da liga, tratamentos térmicos, e caracterização das ligas por difração de raios-x e microscopia óptica.

3.1.1 Elaboração da liga

Foram elaboradas duas ligas: uma com composição nominal Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% (% em peso), e outra liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%, a partir de elementos de alta pureza. A carga da liga era composta por Al e Cu comercialmente puros e para o caso da liga com refinadores de grão, foi utilizada a liga mãe Nb 58,86% - Ni 48,14% (%peso). Essas ligas mães foram previamente elaboradas, em atmosfera controlada, utilizando cadinho de soleira fria. Os componentes das ligas foram cortados e então pesados com o auxílio de uma balança Shimadzu AY220. No caso do Manganês, foi necessária a realização de uma decapagem com ácido nítrico a 10%, a fim de se realizar a desoxidação superficial. Após o processo de desoxidação, o manganês foi lavado com água e em seguida com álcool isopropílico a fim de retirar-se totalmente o ataque ácido. Feito isso, procedeu-se a secagem do Mn com fluxo de ar quente e prontamente o elemento foi adicionado ao processo de fusão para evitar a formação de uma nova camada de óxido. As ligas foram obtidas em um cadinho de grafite-argila, na quantidade de 450g, em um forno de indução de baixa frequência sob atmosfera ambiente. Feito isso, as ligas foram vazadas um molde de seção retangular (Fig. 3.1) de dimensões 120 mm de comprimento x 22 mm de largura x 40 mm de altura.



Figura 3.1 – Molde de seção retangular

3.1.2 Tratamentos térmicos

Após o processo de fundição, as ligas foram homogeneizadas a 850°C durante 12 horas em um forno tipo mufla, monofásico, da JUNG (Modelo 0912). Feito isto, os corpos de prova foram confeccionados e em seguida sofreram tratamento térmico de têmpera que consistiu no aquecimento da liga a 850°C durante 30min em um forno tipo mufla e resfriamento brusco em água a $T=25^{\circ}\text{C}$, para a obtenção do efeito de memória de forma.

3.1.3 Caracterização da liga por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X

A análise microestrutural das amostras foi feita em um microscópio óptico AXIOTECH 30, com lentes Carl Zeiss e através do software ANALYSYS. As amostras foram selecionadas da região central do lingote, representada na Fig. 3.2 sob a forma de hachura. As amostras foram polidas mecanicamente em lixas 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200 e receberam acabamento com alumina 1 μm , até a superfície ficar isenta de riscos. Para visualização dos contornos de grão, foi feito um ataque químico utilizando-se uma solução aquosa de Cloreto de Ferro (FeCl_3). No ataque, a amostra foi submersa na solução durante 25s e em seguida a superfície foi limpa com álcool isopropílico e secada com fluxo de ar quente para posterior análise no microscópio ótico.

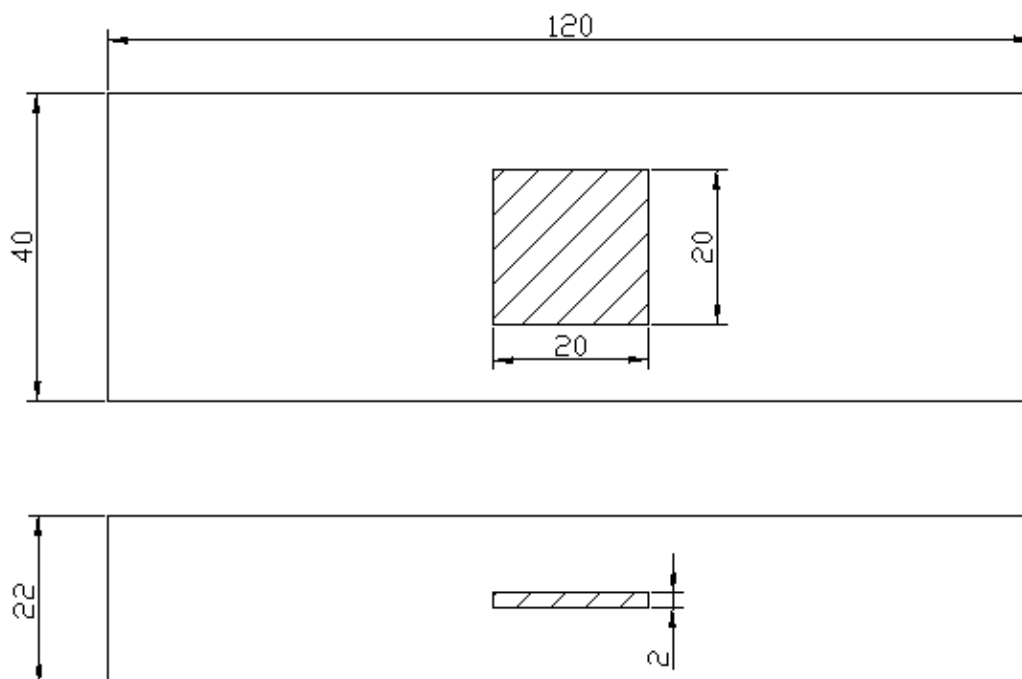


Figura 3.2 – Representação da região do lingote onde foi feita a retirada da amostra para realização da microscopia ótica

A composição real da liga, isto é, a composição na qual já são levadas em consideração as perdas de composição dos elementos no processo de fusão, foi determinada através da análise de EDS (Espectrometria de Energia Dispersiva de Raios-X) em um microscópio eletrônico de varredura LEO, modelo 1430, com micro-sonda OXFORD. As amostras foram polidas de maneira semelhante ao procedimento para realização microscopia ótica e então foram limpas em um aparelho de ultra-som, com a amostra submersa em álcool isopropílico, para remoção de impurezas que pudessem interferir na análise.

As estruturas das fases foram identificadas por difração de raios-X, com o auxílio de um difratômetro SIEMENS D5000. A amostra utilizada foi a mesma analisada no microscópio ótico. Foi utilizada uma radiação Cu-K α de comprimento de onda de $\lambda=1,54184$ Å. A faixa de análise foi de $25^\circ < 2\theta < 90^\circ$, com uma taxa de aquisição de dados de 0,02/4 (graus/seg.).

3.2 Determinação das temperaturas de transformação de fase

As temperaturas de transformação de fase foram determinadas através de calorimetria diferencial de varredura, utilizando o equipamento DSC 60 da SHIMADZU e com o auxílio do software TA-60. A amostra utilizada apresentou dimensões de $\phi=4,6 \times 2,0$ mm e foi retirada da região central do lingote. Na superfície a ser analisada, procedeu-se um rápido polimento em lixa 1200 para retirada de óxidos. Foi utilizada uma taxa de aquecimento e resfriamento da amostra de 10°C/min.

3.3 Determinação das propriedades termomecânicas da liga através de Ensaio de tração, Quantificação de efeito de memória de forma e Superelasticidade.

3.3.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório de solidificação rápida (LSR), UFPB, em uma máquina de tração estática e dinâmica da SHIMADZU, modelo EHF-EM50kN-10L, com o uso de uma câmara de aquecimento e refrigeração. O ensaio consiste na aplicação de carga sobre o corpo até que o mesmo rompa. O ensaio foi realizado nas temperaturas de -110°C e 25°C, onde as fases presentes são exclusivamente a martensita e a austenita, respectivamente. A taxa de deformação utilizada foi de 0,05mm/s. Para a realização do experimento, foi necessária a confecção dos corpos de prova, fato este que ocorreu na Oficina Mecânica/CT/UFPB, através da utilização de uma máquina de eletroerosão ELETROCUT AR 1300. A amostra, com as suas devidas dimensões, é mostrada na Fig. 3.3. Após a preparação das amostras, as mesmas foram submetidas ao tratamento térmico de têmpera que consistiu do aquecimento até 850°C seguido de um resfriamento brusco em água a temperatura ambiente ($T=25^{\circ}\text{C}$), a fim de adquirirem o efeito de memória de forma.

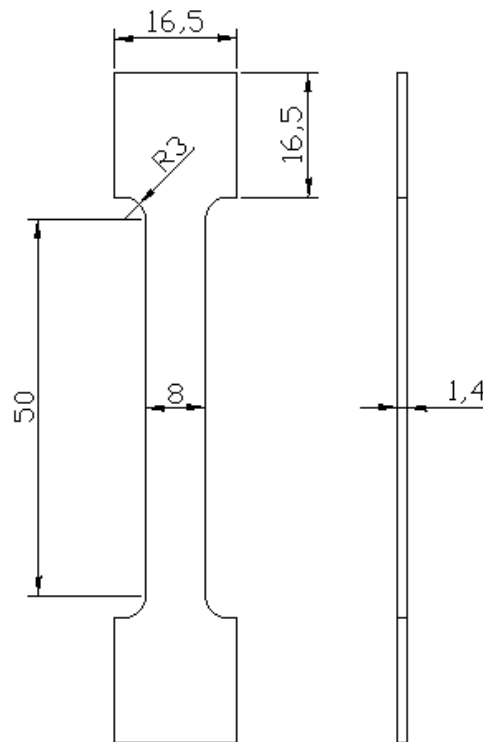


Figura 3.3 – Desenho esquemático do corpo de prova

3.3.2 Quantificação de feito de memória de forma

Em um primeiro momento o corpo foi carregado até uma dada deformação, tendo então essa carga retirada ($\sigma=0$) e procedendo-se um aquecimento acima da temperatura A_f . Em seguida observou-se a variação, em relação ao tempo, das dimensões do corpo de prova. Foi utilizada uma temperatura de -110°C , onde a liga se encontra totalmente no estado martensítico, e deformações de 3 e 5%. O aquecimento ocorreu com o auxílio de um soprador térmico com fluxo de ar quente a uma temperatura de aproximadamente 400°C em direção ao comprimento útil da amostra, durante aproximadamente 10s.

3.3.3 Superelasticidade

Para este ensaio, foram utilizados corpos de prova com as mesmas dimensões apresentadas na Fig. 3.3. O ensaio consistiu em deformar o corpo através do carregamento, em uma temperatura acima de A_f , seguido da retirada do carregamento. Verificou-se as tensões e deformação nas quais ocorrem o início e fim das transformações direta e reversa.

O ensaio foi realizado em duas temperaturas distintas: 25°C e -30°C. A taxa de deformação utilizada foi de 0,05 mm/seg.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Foram elaboradas as ligas Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% (% em peso) e Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3% em atmosfera ambiente ($T=25^{\circ}\text{C}$) e percebeu-se que as mesmas, após serem vazadas, apresentaram a formação de rechupe e estavam cobertas por uma camada cinzenta de óxido, muito provavelmente proveniente da oxidação do manganês, que foi removida após limpeza em escova de aço.

4.1 Caracterização da liga por Microscopia Ótica, Microscopia Eletrônica de Varredura, Difração de R-X e Calorimetria diferencial de Varredura

Nas Figs. 4.1 e 4.2 são apresentadas as fotomicrografias das ligas Cu- 78,3% - Al- 9,8% - Mn-11,9% (% em peso) e Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%, respectivamente. Na Fig.4.1 é possível perceber grãos de grande tamanho e uma estrutura condizente com a fase β (DO_3) da austenita. Na Fig 4.2, referente à liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%, é possível perceber também, grãos de grande tamanho, muito embora, tenha ocorrido uma pequena redução devido à adição do Nb e do Ni. Esperava-se que os grãos apresentassem uma redução maior do grão, como ocorreu no caso da liga com base Cu-Al-Be (OLIVEIRA, 2009). Esta não redução pode estar ligada ao fato que o Nb surgiu na forma de precipitado na amostra, ou seja, não fundiu de maneira adequada na liga, não proporcionando assim, uma redução no tamanho do grão.

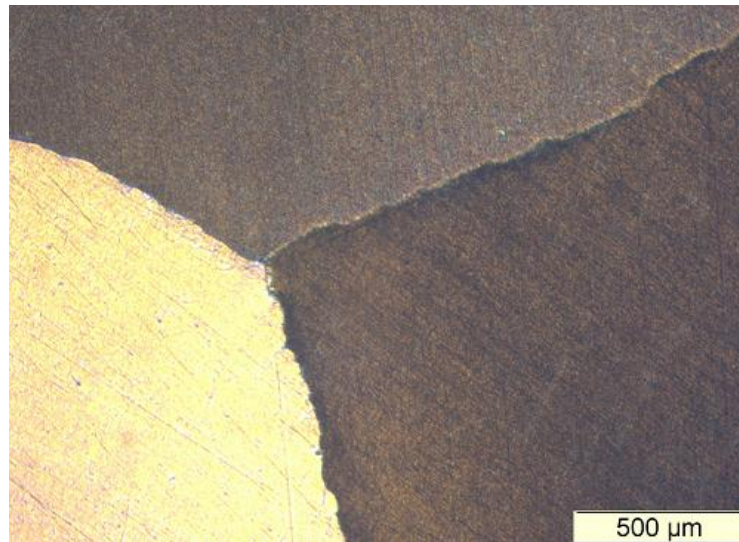


Figura 4.1 – Fase Austenita na liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% (% em peso)

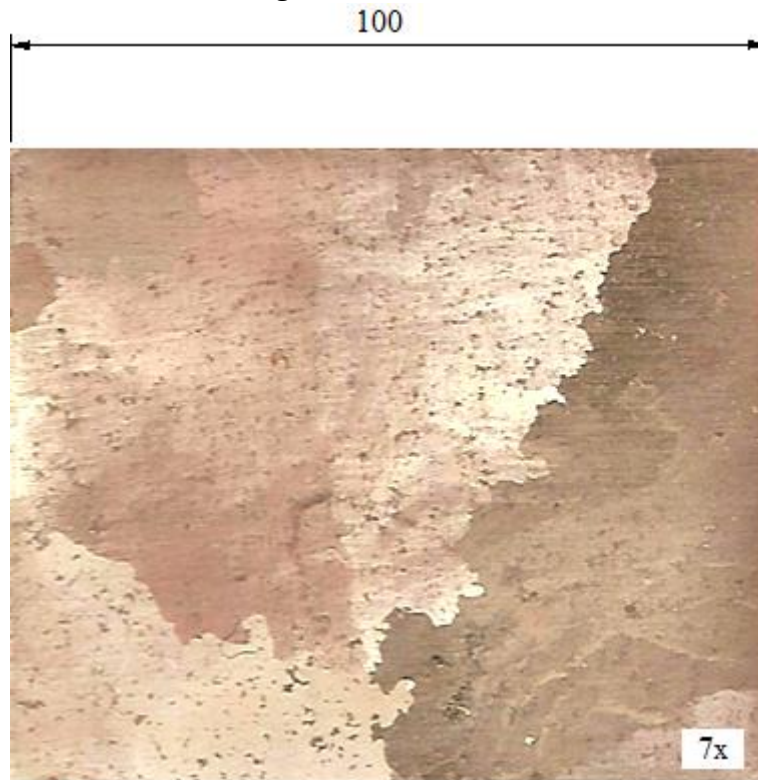


Figura 4.2 – Fase Austenita na liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%
(Aumento 7x)

Na Fig. 4.3 está representada da fase martensita na liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn- 11,9% (% em peso). A fotomicroscopia foi obtida após a amostra ser submetida a um resfriamento rigoroso através da utilização de nitrogênio líquido

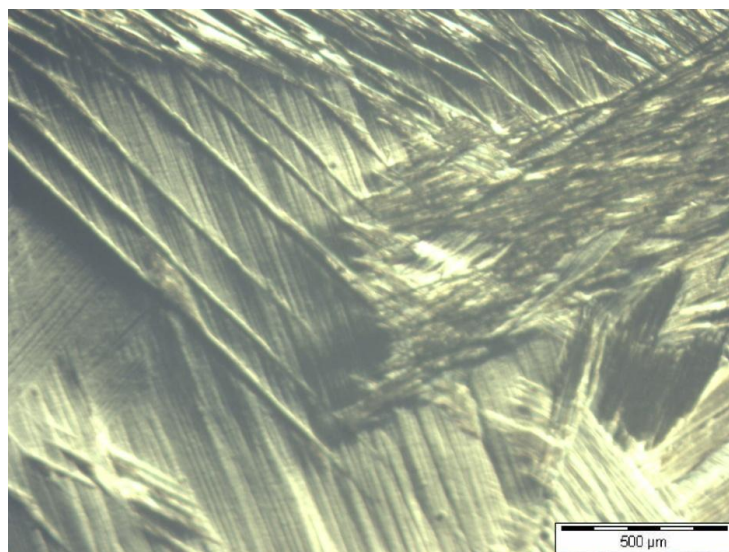


Figura 4.3 – Fase martensita na liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% (% em peso)

Através da análise EDS no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), pode-se constatar perda de composição da liga com relação ao elemento Mn. Esta perda pode estar associada ao alto grau de reatividade que este elemento possui com o Oxigênio, que durante o processo de fundição acarreta a formação de óxido de manganês, que é retirado na forma de escória. A Tab. 4.1 mostra os valores obtidos no MEV em comparação à composição nominal.

Liga	Composição Nominal (%peso)	Composição Real (%peso)
Cu-Al-Mn	Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn- 11,9%	Cu 78,88% - Al 9,87% - Mn 11,24%
Cu-Al-Mn-Nb-Ni	Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%	Cu 79,33% - Al 9,49% - Mn 10,58% - Nb 0,41% - Ni 0,20%

Tabela 4.1 – Comparativo entre a composição nominal e a composição real das ligas Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% e Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%

A Fig. 4.4 apresenta as temperaturas de transformação de fases da liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% (% em peso). É possível perceber que a liga se encontra completamente austenítica à temperatura ambiente. As baixas temperaturas observadas se devem ao acréscimo nas quantidades de alumínio e manganês, que, segundo a Eq. 1,

implicam em um decréscimo de temperatura a cada 1% (% em peso) do acréscimo desses elementos. É verdade, no entanto, que apesar da notável influência do Al e do Mn nas temperaturas de transformação da liga, a mesma não baixou da forma esperada segundo a Eq. 1. Isto pode ser explicado pelo fato de que ocorrem perdas na composição durante o processo de produção da liga, tais como o fato de o manganês ser um material facilmente oxidável. Este fato pôde ser comprovado através da análise por microscopia eletrônica de varredura.

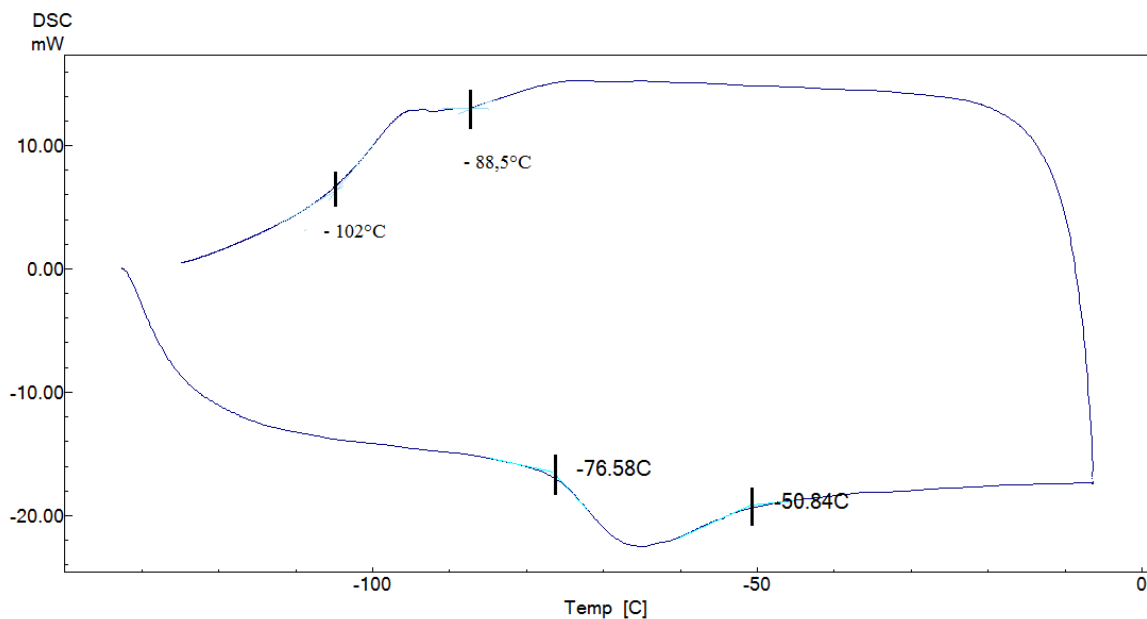


Figura 4.4 – Determinação das temperaturas de transformação através de Calorimetria Diferencial de Varredura da liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9%

A Fig. 4.5 apresenta as temperaturas de transformação da liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%. Percebe-se que a adição de Nb e Ni causou pouca influência nas temperaturas de transformação quando comparadas as temperaturas da liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9%. Este fato pode ser explicado pela perda de composição da liga quando comparada a composição nominal e pela pequena quantidade desses elementos que foi utilizada na produção das ligas.

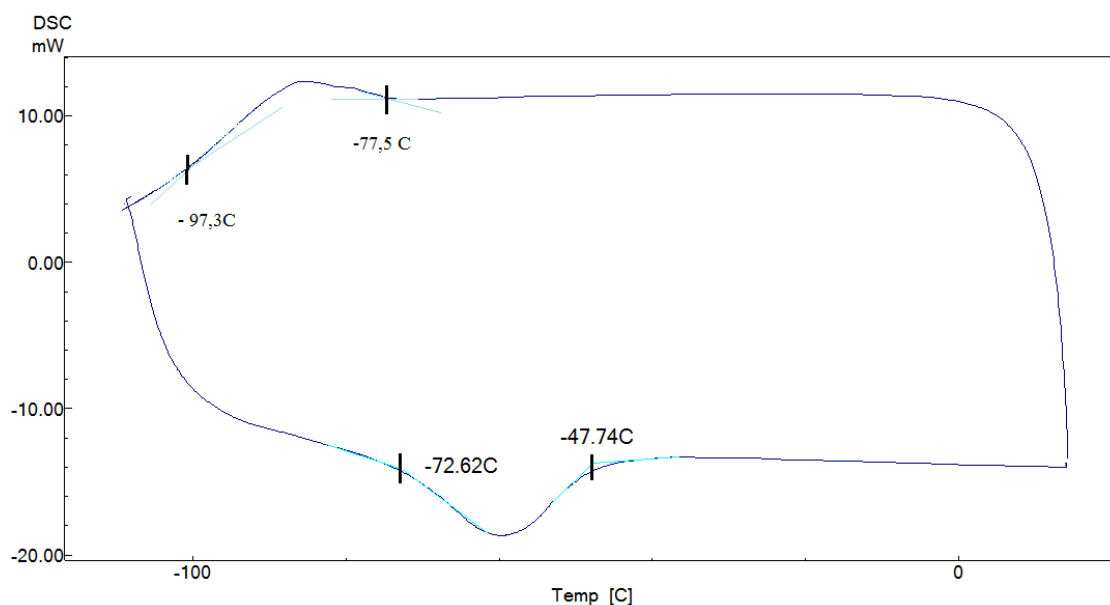


Figura 4.5 - Determinação das temperaturas de transformação através de Calorimetria Diferencial de Varredura da liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11,9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%

A Fig. 4.6 apresenta o difratograma obtido por difração de raios-X. A partir dele observa-se a fase austenítica β (DO_3), CCC, com parâmetro de rede $a = 5,9122 \text{ \AA}$.

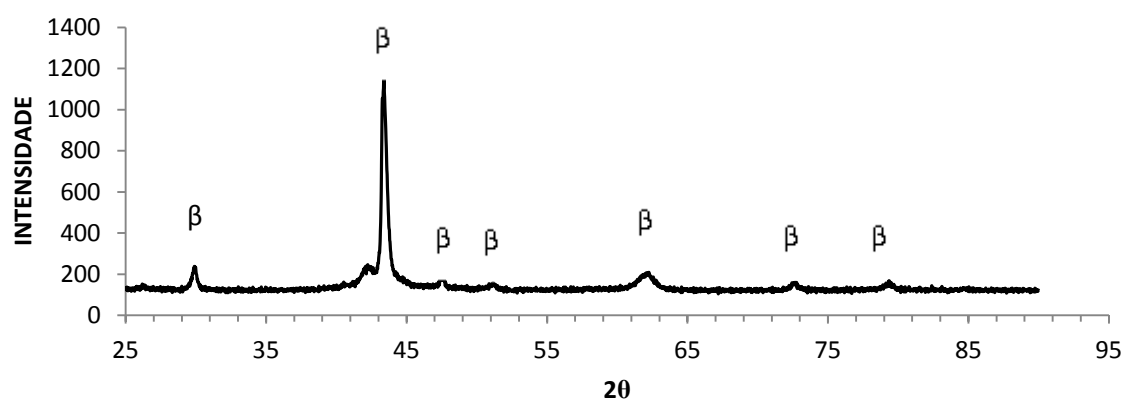


Figura 4.6 – Difratograma da liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9%

4.2 Ensaio de tração

As figuras 4.7 e 4.8 apresentam as curvas resultantes do ensaio de tração da liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% (% em peso) e para a liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11,

9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%, respectivamente. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente (25°C), onde as ligas se encontram no estado austenítico.

A curva da Fig 4.7 se caracteriza por uma parte inicial linear, até aproximadamente 1% de deformação, que caracteriza a deformação elástica da austenita. Em seguida ocorre uma inclinação da curva, que caracteriza a formação inicial da martensita induzida por tensão. A tensão crítica de indução está na ordem de aproximadamente 270 MPa. A partir deste ponto deve ocorrer transformação gradual da austenita em martensita. Não foi possível perceber a deformação na figura 4.7 algum acidente no gráfico capaz de indicar o fim da transformação da austenita em martensita e o subsequente início da deformação elástica da austenita. Consequentemente é impossível observar-se a deformação plástica da martensita. Caso essa deformação plástica viesse a ocorrer, deveria preceder a ruptura do material. Observa-se pelo gráfico que a ruptura do corpo de prova ocorreu em um ponto onde a deformação foi de aproximadamente 3,4% e a tensão máxima de aproximadamente 326 MPa. É possível perceber que o material, macroscopicamente, rompe de maneira frágil durante a transformação, induzida por tensão, da austenita em martensita. Possivelmente essa elevada fragilidade está associada ao elevado tamanho do grão que certamente acentua o efeito nefasto da elevada anisotropia. Outra possível causa para a elevada fragilidade dessa liga seria a relativa ordenação fase β e da martensita transformada 6M presentes em ligas Cu-Al-Mn com teor de Al relativamente elevado (SUTOU et al, 2005).

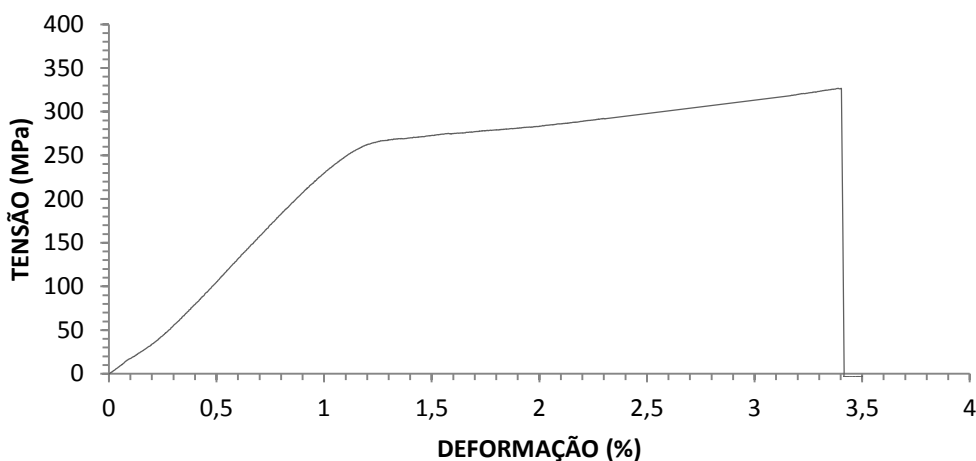


Figura 4.7 – Ensaio de tração para a liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% (% em peso)

Para o caso da liga com os refinadores de grão Nb e Ni, Fig. 4.8, percebe-se que ocorreu uma redução na tensão de indução martensítica, mas também um aumento na tensão de ruptura do material. Os valores médios ficaram na ordem de aproximadamente 326 e 402 MPa para a liga sem e com refinadores, respectivamente. Aumento maior foi possível perceber com relação à deformação sofrida pelas amostras. Enquanto que a sem refinadores exibiu uma aproximada de apenas 3,4%, a com refinadores apresenta uma deformação média de aproximadamente 6,62%.

Para a liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3% foi feito um estudo estatístico baseado em sete amostras que foram submetidas ao ensaio de tração. O comportamento da curva é apresentado através da representação gráfica de um dos corpos de prova na Fig. 4.8. Na tabela 4.2 estão os valores das deformações e tensões de rupturas dos corpos de prova assim como também estão representados os dados estatísticos de média e desvio padrão dos valores obtidos nos ensaios. Na tabela 4.3 é feito um comparativo entre as duas ligas.

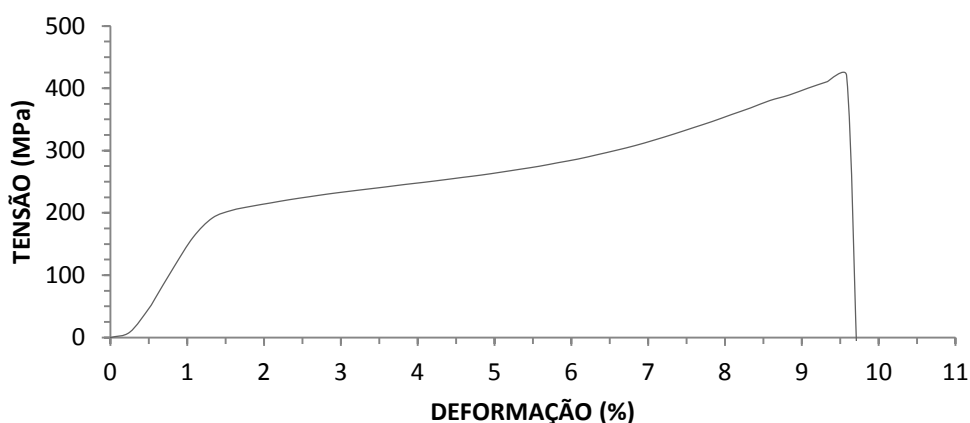


Figura 4.8 - Ensaio de tração para a liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3% (% em peso)

Amostra	1	2	3	4	5	6	7	Média	D. Padrão
Deformação (%)	9,32	9,48	5,79	5,07	4,46	6,14	6,05	6,62	+/-1,99
Tensão de ruptura (Mpa)	400,1	411,7	357,7	434,77	392,44	427,17	393,2	402,46	+/- 25,61

Tabela 4.2 – Análise estatística da liga Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%

Liga	Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9%	Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%	Aumento (%)
Tensão de ruptura (Mpa)	326	402,46	23,45
Deformação (%)	3,5	6,62	89,05

Tabela 4.3 – Comparativo entre os resultados obtidos no ensaio de tração das ligas Cu-78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9% e Cu 77,5% - Al 9,8% - Mn 11, 9% - Nb 0,5% - Ni 0,3%

Os maiores valores de ductilidade da liga modificada com a adição de Nb-Ni devem-se provavelmente a adição do Ni. Segundo (SUTOU, 1999) a adição de Ni em ligas Cu-Al-Mn promove sensível aumento nas propriedades de recuperação de forma e superelasticidade. Segundo (OLIVEIRA, 2009), a adição de Nb em ligas Cu-Al-Be promove uma redução no tamanho grão e um aumento da ductilidade dessas ligas. Como no nosso caso o Nb não promoveu importante redução do tamanho de grão, não podemos afirmar que os melhores resultados de ductilidade da liga com adição de Nb foi resultado da adição desse elemento.

Na Fig. 4.9, está o gráfico referente ao ensaio de tração realizado a -110°C para a liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9%. Nesta temperatura, a liga se encontra em seu estado martensítico. Observa-se um comportamento linear até 0,4 % de deformação e 15 MPa. Em seguida aparece uma parte curva onde na qual a tensão e a deformação crescem monotonicamente até aproximadamente uma deformação de 3%, onde começa a surgir uma inflexão na curva que se prolonga até sua ruptura com 6,7% de deformação e 250MPa. No ponto da curva que ocorre em aproximadamente 6,3% de deformação, é possível perceber um acidente durante a deformação elástica da martensita que pode ser atribuído à acomodação do corpo de prova na garra devido a formação de gelo. Não é possível, através do resultado, deduzir o limite de escoamento da martensita. Macroscopicamente o material rompe de maneira frágil e nenhuma estricção foi observada na seção da ruptura.

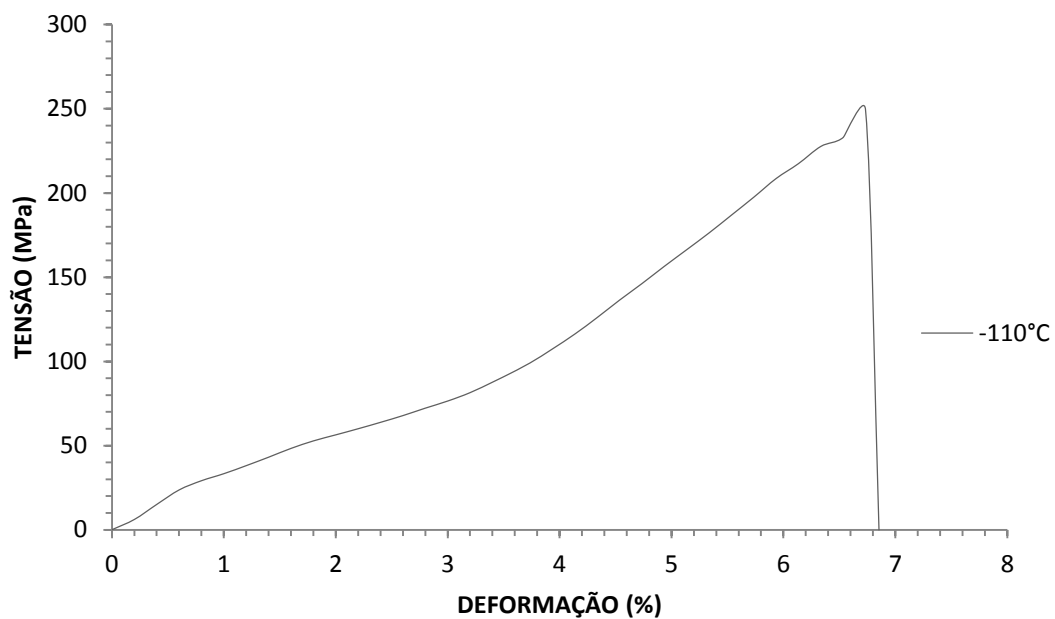


Figura 4.9 – Ensaio de tração realizado a -110°C

4.3 Superelasticidade

Foram realizados quatro ensaios a temperatura ambiente (25°C) sobre corpos de prova provenientes de uma mesma fusão e que foram submetidos a idênticos tratamentos térmicos e que obtiveram uma deformação média de aproximadamente 3,4%. Nesse valor podem estar incluídas as acomodações que o corpo de prova sofreu na garra. Na Fig.4.10 representamos um ensaio típico de quantificação de superelasticidade. A tensão de indução da martensita é de aproximadamente 270MPa para uma deformação aproximada de 1,4% e a tensão associada ao início da transformação da martensita em austenita é de aproximadamente 200MPa por 1,3% de deformação. Com a retirada da carga, pode-se observar uma deformação residual da ordem de 0,1025%. Esta deformação residual pode ser explicada por uma eventual martensita retida devido à aplicação da tensão que a amostra foi submetida ou possivelmente devido a erros nas medições da deformação. Esses erros podem advir do fato que as deformações são medidas a partir da distância entre as garras, devendo-se ainda considerar possíveis flutuações de alongamento de componentes da máquina de ensaio.

As características dos gráficos tensão-deformação são bastante dependentes do tamanho do grão na fase mãe. Segundo (SUTOU et al, 2008), uma diminuição do tamanho de grão aumenta a tensão de indução martensítica e diminui a recuperação de forma da amostra. Grãos de tamanho grande, como os da liga Cu- 78,3% - Al-9,8% - Mn-11,9%, podem apresentar uma pequena deformação residual após a retirada total da carga.

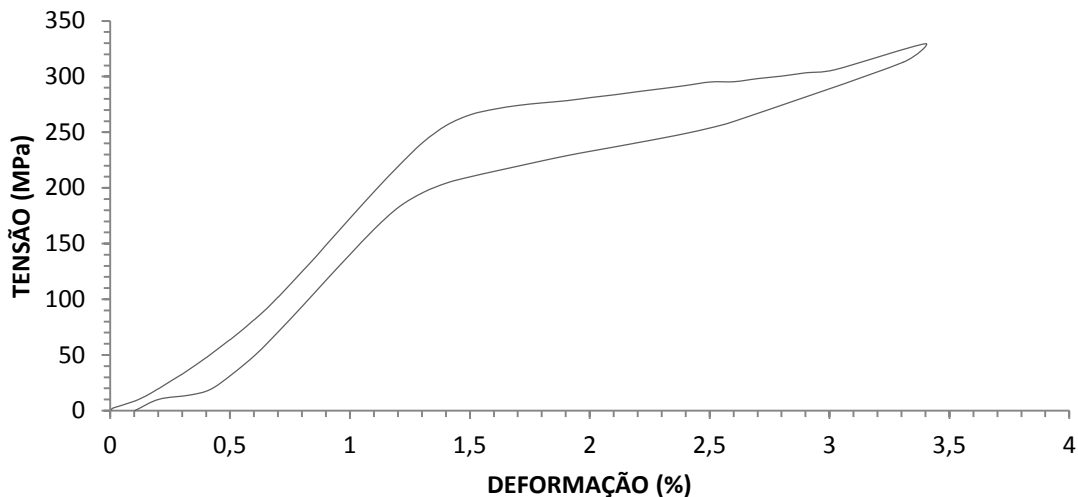


Figura 4.10 – Ensaio de superelasticidade realizado a 25°C

Na Fig. 4.11, é apresentado o gráfico referente ao ensaio de superelasticidade realizado a -30°C, ou seja, em uma temperatura próxima a A_f . O início da transformação martensítica induzida por tensão ocorre com uma tensão aproximada de 150 MPa e uma deformação de 1,1%. A transformação martensítica chega a seu final em uma tensão de 158 MPa e uma deformação de aproximadamente 2,5%. A transformação reversa se inicia em uma tensão de aproximadamente 148 MPa e uma deformação de 2,5%. Esta transformação tem seu fim em uma tensão de 112 MPa e 0,7 % de deformação. O corpo retorna quase que totalmente ao seu comprimento inicial, ficando apenas uma pequena deformação residual que pode ser atribuída às acomodações que o corpo de prova sofre na garra durante o ensaio.

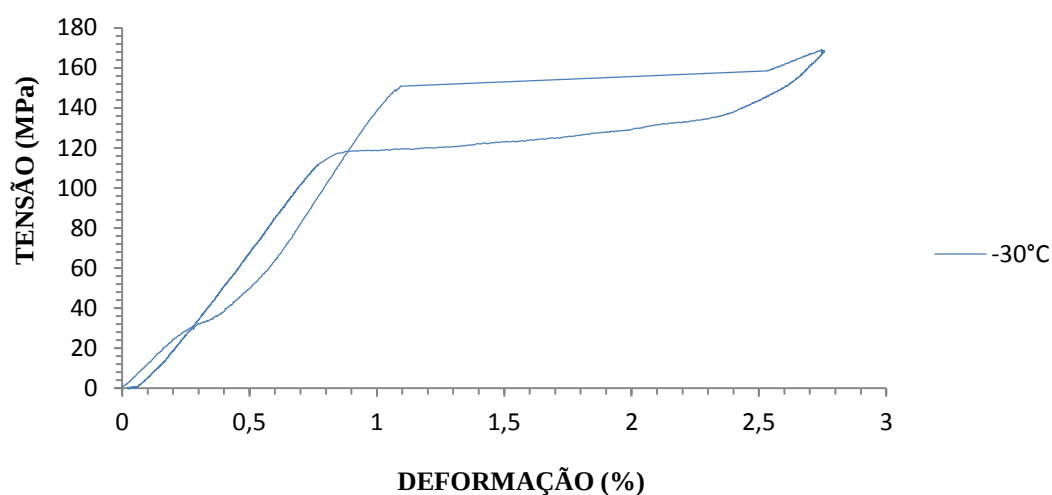


Figura 4.11 – Ensaio de superelasticidade realizado a -30°C

4.4 Quantificação do efeito de memória de forma

A figura 4.12 apresenta a curva referente aos ensaios de efeito de memória de forma realizados aplicando-se uma deformação máxima de 3 e 5%, respectivamente. Para a curva de 3%, observa-se que após a retirada da carga a recuperação elástica é de 0,8%, apresentando assim uma deformação pseudoplástica na ordem de 2,2%. A amostra foi então aquecida e voltou totalmente a seu comprimento inicial. No caso da curva de 5%, observa-se uma maior recuperação elástica, na ordem de aproximadamente 2%, o que resulta em uma deformação pseudoplástica de 3%. Após o aquecimento da amostra, a mesma, de forma semelhante à de 3%, retornou ao seu comprimento inicial de 50 mm.

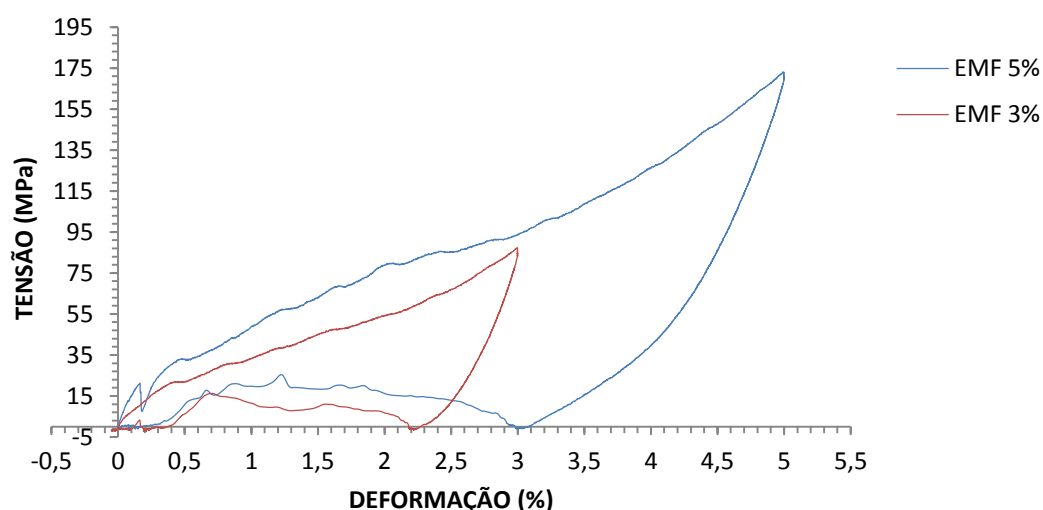


Figura 4.12 – Ensaio para quantificação do efeito de memória de forma com deformações de 3% e 5%, realizados a -110°C

CAPÍTULO V

5.1 CONCLUSÕES

- No processo de fundição em atmosfera ambiente verificou-se perda de composição do manganês devido à oxidação durante o processo de fundição;
- O tamanho dos grãos, que se apresentaram grandes, é um fator decisivo na fragilidade da liga;
- A liga Cu - 78,281% - Al-9,776% - Mn-11,943% (% em peso) não apresenta condições favoráveis para utilização como atuadores mecânicos em temperatura ambiente devido a sua elevada fragilidade;
- A liga estudada apresenta para uma deformação de 5%, uma deformação elástica de 2% e uma recuperação pseudoelástica de 3%;
- A utilização de refinadores de grão aponta indícios que se podem melhorar às propriedades mecânicas da liga com a adição de um quarto ou quinto elemento;
- A adição de Nb na quantidade de 0,5%, percentagem em peso, e nas condições de elaboração da liga não foi capaz de reduzir o tamanho de grão e a obtenção de uma melhor ductilidade na liga deve-se provavelmente a influência do Ni.

CAPÍTULO VI

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Elaborar novas ligas Cu-Al-Mn com adição de outros refinadores de grão, tais como Zr, Cr, BN e Zn, por exemplo, a fim de se verificar a viabilidade do uso de tais elementos, como também melhorar as propriedades da liga;
- Realizar a fusão da liga Cu-Al-Mn em atmosfera controlada a fim de tentar diminuir a perda de composição por oxidação;
- Elaboração da liga Cu-Al-Mn a partir de ligas mães como Al-Mn.

CAPÍTULO VII

7.1 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

FUNAKUBO, H., 1987, *Shape Memory Alloys*. 1ª ed. New York, Gordon and Breach Science publishers;

SCHWARTZ, M., 2009, *Smart Materials*. 1ª ed. Boca Raton, CRC Press;

OTSUKA, K., WAYMAN, C. M., 1998, *Shape Memory Materials*. 1ª ed. Cambridge, Cambridge University Press;

LAGOUDAS, D. C., 2008, *Shape Memory Alloys – Modeling and Engineering Applications*. 1ª ed. New York, Springer;

SCHWARTZ, M., 2002, *Encyclopedia of Smart Materials*. 1ª ed. New York, John Wiley and Sons;

SMITH, R.C., 2005, *Smart Materials Systems – Model development*. Philadelphia, Siam;

GOMES, Rodinei Medeiros ; VELOSO, Ana Cristina Ribeiro ; BUONO, Vicente Tadeu Lopes ; LIMA, S. J. G. ; MELO, T. A. A., 2008, “Pseudoelasticity of Cu-13.8Al-Ni Alloys Containing V and Nb” in *Advances in Science and Technology*, v. 59;

- SUTOU, Y., OMORI, T., YAMAUCHI, K., et al., 2005, "Effect of Grain Size and Texture on Pseudoelasticity in Cu-Al-Mn Based Shape Memory Wire", *ACTA Materialia*, v.53, pp. 4121-4133;
- SUTOU, Y., OMORI, T., KAINUMA, R., et al. 2008, "Ductile Cu-Al-Mn Based Shape Memory Alloys: General Properties and Applications", *Materials Science and Technology*, v. 24, n. 2, pp. 896-901;
- ZAK, G., KNEISSL, A. C., ZATULSKIJ, G., 1995, "Shape Memory Effect in Cryogenic Cu-Al-Mn Alloys", *Scripta Materialia*, v. 34, n. 3, pp. 363-367.
- OLIVEIRA, D. F., 2009, "Determinação das propriedades termomecânicas de ligas CuAlNi e CuAlBe com efeito memória de forma para utilização como atuadores mecânicos." Dissertação de Mestrado apresentada no Departamento de Engenharia Mecânica. João Pessoa: Universidade Federal da Paraíba.