



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

***EFEITO DA ADIÇÃO DE Fe À LIGA PASSÍVEL DE EFEITO DE MEMÓRIA DE
FORMA Cu-Al-Mn***

Por

Joalisson Cavalcante Pereira

Trabalho de conclusão de curso apresentado à Universidade Federal da Paraíba para obtenção do título
de Graduado em Engenharia Mecânica

JOALISSON CAVALCANTE PEREIRA

***EFEITO DA ADIÇÃO DE Fe À LIGA PASSÍVEL DE EFEITO DE MEMÓRIA DE
FORMA Cu-Al-Mn***

Trabalho de conclusão de curso
apresentado à Universidade Federal da Paraíba
para obtenção do título de Graduado em
Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Rafael Evaristo Caluête

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

P436e Pereira, Joalisson Cavalcante.

Efeito da adição do Fe à liga passível de efeito de memória de forma Cu-Al-Mn / Joalisson Cavalcante Pereira. - João Pessoa, 2018.
38 f.

Orientação: Rafael Evaristo Caluête Caluête.
Monografia (Graduação) - UFPB/CT.

1. Inoculante. 2. Superelasticidade. 3. Refinador de grão. 4. Propriedades mecânicas. 5. Liga com memória de forma. I. Caluête, Rafael Evaristo Caluête. II. Título.

UFPB/BC

**EFEITO DA ADIÇÃO DE Fe À LIGA PASSÍVEL DE EFEITO DE MEMÓRIA DE
FORMA Cu-Al-Mn**

Por

Joalisson Cavalcante Pereira

Trabalho de Conclusão de Curso aprovado em 30 de Outubro de 2018

AVALIACÃO

Prof. <u>Robert Francisco Calhite</u>	/	<u></u>	/	<u>9,5</u>
Orientador		Rubrica		Nota
Prof. <u>Daniel Feneim de Oliveira</u>	/	<u></u>	/	<u>9,5</u>
Membro		Rubrica		Nota
Prof. <u>PEDRO VALENTIM DANTAS JUNIOR</u>	/	<u></u>	/	<u>9,5</u>
Membro		Rúbrica		Nota

Média Final: 9,5

Situação: (X) aprovado / () reprovado

AGRADECIMENTOS

A Deus, por todo amor, cuidado e suprimento.

Aos meus familiares, que em todos os momentos estiveram ao meu lado, em especial meus pais, Elizabeth e Severino, meus irmãos, Joelisson e Erick, minha avó, Maria da Penha, e minha namorada Camila.

Aos amados irmãos da igreja em João Pessoa, em especial a Johan e sua família, por tudo que fizeram por mim.

Ao meu orientador Rafael Caluête Evaristo, que esteve sempre presente durante minha pesquisa, e sempre disponível nos momentos de dúvidas.

Aos meus amigos e colegas que me incentivaram e me apoiaram durante minha jornada, Pablo, Lucas, Josete e Dárcio.

RESUMO

O estudo das ligas com memória de forma tem ganhado ênfase devido a algumas características desses materiais, como suas propriedades termoelásticas (capacidade de recuperação de forma, superelasticidade) e aplicações (atuadores mecânicos, indústria aeronáutica, indústria odontológica). Nesse trabalho, foi elaborada a liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (% em peso), sob atmosfera ambiente, em um forno de indução. Foram produzidos corpos de prova, por corte a fio, que posteriormente foram caracterizados por microscopia óptica, calorimetria diferencial de varredura (DSC), difração de raios-x e tiveram suas propriedades termomecânicas avaliadas por ensaio de tração até a ruptura e superelasticidade, sem utilização de atmosfera de proteção. Por fim, verificou-se que o Fe, adicionado como inoculante, agiu refinando o grão, e conseqüentemente, melhorando as propriedades mecânicas da liga Cu-Al-Mn.

Palavras-Chave: Inoculante, Superelasticidade, Refinador de grão, Propriedades mecânicas, Liga com memória de forma.

ABSTRACT

The study of shape memory alloys has gained emphasis due to some characteristics of these materials, such as their thermoelastic properties (form recovery capacity, superelasticity) and applications (mechanical actuators, industry aeronautics, dental industry). In this work, the league Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (%by weight), under ambient atmosphere, was elaborated in an induction furnace. Specimens were produced by wire cutting, which were subsequently characterized by optical microscopy, differential scanning calorimetry(DSC), X-ray diffraction and had their thermo mechanical properties valuated by tensile test until rupture e and superelasticity, without the use of protective atmosphere. Finally, it was verified that the Fe, added as inoculant, acted refining the grain, and consequently, improving the mechanical properties of the Cu-Al-Mn Alloy.

Keywords: inoculant, superelasticity, grain refiner, mechanical properties, shape memory alloys.

SUMÁRIO

RESUMO.....	vi
ABSTRACT	vii
LISTA DE FIGURAS.....	x
LISTA DE TABELAS	x
LISTA DE SÍMBOLOS	xii
APRESENTAÇÃO	1
1.1 INTRODUÇÃO.....	1
1.2 OBJETIVOS	2
1.2.1 Objetivos gerais.....	2
1.2.2 Objetivos específicos do trabalho.....	2
2.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1.1 Ligas de memória de forma.....	3
2.1.2 Efeito de memória de forma.....	4
2.1.2.1 Efeito de memória de forma de único caminho.....	6
2.1.3 Superelasticidade	7
2.1.4 Forno elétricos de indução.....	8
2.1.5 Nucleação.....	9
2.1.6 Refinadores de grão e inoculantes	9
2.1.7 Tratamento térmico	12
2.1.7.1 Têmpera	12
2.1.7.2 Homogeneização	12
3.1 MATERIAIS E MÉTODOS.....	14
3.1.1 Elaboração da liga, tratamentos térmicos, e caracterização por difração raio-x e microscopia óptica.....	14
3.1.1.1 Elaboração da liga	14

3.1.1.2 Tratamentos térmicos.....	15
3.1.2 Determinação das temperaturas de transformação de fase.....	17
3.1.3 Determinação das propriedades termomecânicas da liga através de ensaio de tração e superelasticidade.....	17
3.1.3.1 Ensaio de tração.....	17
3.1.3.2 Superelasticidade.....	18
4.1. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	19
4.1.1 Caracterização da liga por microscopia óptica, difração de raio-x e calorimetria diferencial de varredura	19
4.1.2. Ensaio de tração	22
4.1.3. Superelasticidade	23
5.1. CONCLUSÕES	25
CAPÍTULO VI.....	26
6.1. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	26

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Transformação de fase induzida por temperatura, na ausência de carga (Modificado - LAGOUDAS, 2008).....	4
Figura 2 - Esquema mostrando a deformação na fase martensítica após aplicação de carga (Modificado - LAGOUDAS, 2008)	5
Figura 3 - Esquema mostrando o efeito de memória de forma no descarregamento e posterior aquecimento (Modificado - LAGOUDAS, 2008)	6
Figura 4 - Esquema do efeito de memória de forma de único caminho (SCHWARTZ, 2009) .	7
Figura 5 - Aplicação da superelasticidade em uma situação de flexão (Modificado - SCHWARTZ, 2002).....	8
Figura 6 - Forno elétrico de indução sem núcleo ou tipo cadinho (BALDAM, 2014)	9
Figura 7 - Presença da fase austenítica da liga Cu-11,8%Al-0,6%Be (% em peso) (OLIVEIRA, 2018).....	11
Figura 8 - Presença da fase austenítica da liga Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso) (OLIVEIRA, 2018).....	11
Figura 9 – Cadinho de grafite (O autor, 2018)	15
Figura 10 - Molde de seção retangular (O autor, 2018)	15
Figura 11 – Representação da região do lingote onde foi retirada a amostra para análise de microscopia, e suas dimensões(O autor, 2018)	16
Figura 12 - Desenho com dimensões do corpo de prova(O autor, 2018).....	18
Figura 13 - Fase austenita na liga Cu - 9,8%Al - 11,9%Mn (Aumento 7x) (CALUETE, 2012).....	19
Figura 14 - Fotomicrografia da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (O autor, 2018)....	20
Figura 15 - Determinação das temperaturas de transformação através de calorimetria diferencial de varredura da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (% em peso) (O autor, 2018).....	21
Figura 16 - Digratograma da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (O autor, 2018)	21
Figura 17 - Ensaio de tração para a liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (% em peso) (O autor, 2018).....	22
Figura 18 - Dados obtidos no ensaio de superelasticidade (O autor, 2018)	24

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Inoculantes para refino de grão do cobre (BALDAM, 2014)**Erro! Indicador não definido.**

Tabela 2 - Dados do ensaio de tração da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (% em peso) **Erro! Indicador não definido.**

Tabela 3 - Comparativo entre os resultados obtidos no ensaio de tração das ligas com e sem refinadores de grão **Erro! Indicador não definido.**

Tabela 4 - Dados do ensaio de superelasticidade **Erro! Indicador não definido.**

LISTA DE SÍMBOLOS

% – Porcentagem;
°C – Grau Celsius;
18R – Tipo de martensita;
a – parâmetro de rede;
Af - Temperatura final da transformação reversa ou austenítica;
Al – Alumínio;
AS - 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;
 $d\sigma_{PE}/D\epsilon$ – taxa de encruamento;
e – Deformação;
EMF – Efeito Memória de Forma;
h – Tempo em hora;
K – Kelvin;
L21 – estrutura martensítica;
LSR – Laboratório de solidificação rápida;
Mf: Temperatura em que se tem o final da transformação direta ou martensítica;
min – Tempo em minuto;
Mn – Manganês;
MS - 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 1

APRESENTAÇÃO

1.1 INTRODUÇÃO

As ligas com efeito de memória de forma (Shape Memory Alloys – SMA) possuem grande capacidade de recuperação de forma após serem submetidas a tensões, além de elevada capacidade de amortecimento. Elas vêm sendo estudadas com o objetivo de se obter melhorias e otimizações em suas propriedades termomecânicas.

Diversas ligas são passíveis do efeito de memória de forma, onde as principais são Ni-Ti, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Mn, Cu-Al-Be. Dentre as principais, a que possui maior destaque, por possuir as melhores propriedades termoelásticas, são as ligas da família Ni-Ti. Porém, as ligas da família Cu-Al vêm sendo bem exploradas devido ao seu relativo baixo custo de elaboração e processamento mecânico. Portanto, o que se busca é o desenvolvimento de ligas base Cu-Al de forma que elas sejam compatíveis com as aplicações destinadas as ligas com memória de forma. Assim, para que essa liga possua tais características, é necessária que as transformações de fase ocorram em baixas temperaturas, M_s (início da transformação martensítica) $< 0^{\circ}\text{C}$, e apresentar boa recuperação de forma (não inferior a 4%), boa ductilidade (superior a 10%) e boa resistência mecânica (ZAK, et al., 1996). Essas características são atendidas pelas ligas Ni-Ti, porém, devido ao seu alto custo, inviabilizam sua produção para aplicações cotidianas. Ligas Cu-Al-Mn, modificadas por um quarto elemento ou por meio de tratamentos térmicos adequados podem apresentar as características desejadas como: baixas temperaturas de transformação, boa recuperação de forma e boas propriedades mecânicas (OLIVEIRA, 2009), compatíveis com diversas aplicações, como no caso de atuadores mecânicos. Este trabalho visa avaliar a adição de Fe sobre a liga base Cu-Al-Mn, de modo que, atuando como agente refinador de grão, possa vir a melhorar as

propriedades termomecânicas deste material e, assim, servir como alternativa em um campo pertencente as ligas à base de Ni-Ti.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivos gerais

Estudar a influência da adição de Fe, como refinador de grão, nas propriedades termomecânicas de uma liga com efeito de memória de forma Cu-Al-Mn.

1.2.2 Objetivos específicos do trabalho

Elaborar, realizar tratamentos térmicos e caracterizar da liga Cu-Al-Mn-Fe, por microscopia óptica, calorimetria diferencial de varredura e difração de raios-X;

Determinar propriedades termomecânica da liga Cu-Al-Mn-Fe por meio de ensaios de tração, e superelasticidade.

CAPÍTULO II

2.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1.1 Ligas de memória de forma

Ligas com memória de forma apresentam a capacidade de recuperar sua forma, após serem submetidas a um aquecimento, sem que haja deformação permanente desse material. Algumas das propriedades dessas ligas são comportamento superelástico, efeito de memória de forma, recuperação de forma após sofrer tensões elevadas e alta capacidade de amortecimento. (SCHWARTZ, 2009).

Duas fases sólidas estão presentes nas ligas com memória de forma: A *martensita* e a *Austenita*. A martensita é a fase sólida que ocorre à baixa temperatura, enquanto a austenita é a fase sólida que ocorre em temperaturas mais elevadas. As características desses materiais estão ligadas intimamente com as transformações que ocorrem entre as duas fases sólidas presentes. A temperatura com que essas transformações ocorrem nas ligas com efeito de memória de forma varia entre -150°C e 200°C, dependendo da composição e da constituição microestrutural (SCHWARTZ, 2009). Essas temperaturas são fortemente influenciadas pela composição química.

A austenita geralmente possui estrutura cúbica, diferente da martensita, que sua estrutura pode ser tetragonal, ortorrômbica ou monoclínica. Caso a liga esteja a alta temperatura, consequentemente em sua fase austenítica, sendo submetida a um resfriamento na ausência de uma carga aplicada, a estrutura cristal mudará de austenita para martensita. Essa mudança é denominada de *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 é insignificante, resultando em *martensita geminada*. Na situação em que o material esteja na sua fase martensítica e sendo submetida a um

aquecimento, ocorrerá a transformação reversa, onde não está associada nenhuma mudança de forma. A figura 1 ilustra essa situação (LAGOUDAS, 2008).

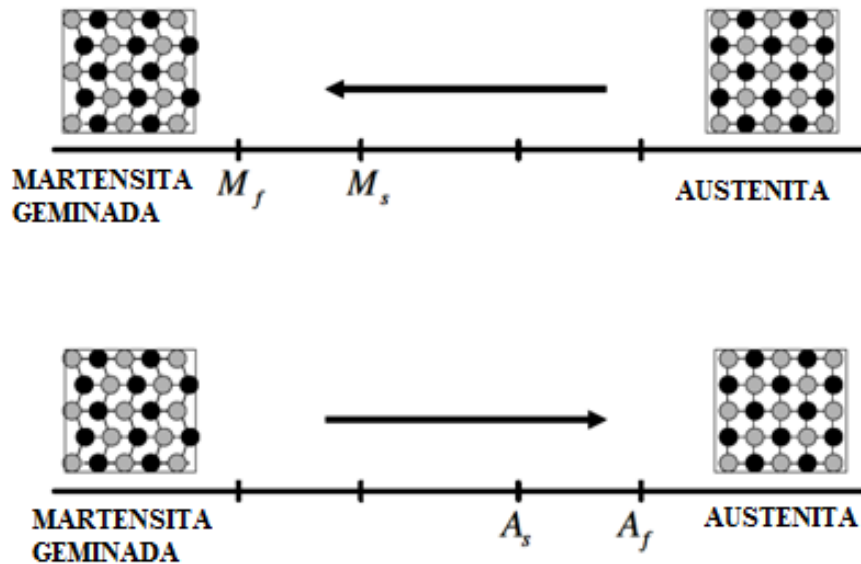


Figura 1 - Transformação de fase induzida por temperatura, na ausência de carga (Modificado - LAGOUDAS, 2008)

As mudanças de fases estão associadas a quatro temperaturas, como podemos verificar anteriormente. A *austenita*, sob ausência de carga, começa a sua transformação em *martensita geminada* a uma temperatura M_s (*temperatura martensítica inicial*) e completa a transformação para *martensita* a uma temperatura M_f (*temperatura martensítica final*), ocorrendo assim a *transformação martensítica*. Nesse estágio, a transformação está totalmente completa e na fase geminada.

De modo semelhante ao anterior, na *transformação reversa*, a *martensita* inicia sua transformação em *austenita* na temperatura A_s (*temperatura austenítica inicial*) e estará completa na temperatura A_f (*temperatura austenítica final*).

2.1.2 Efeito de memória de forma

Estando o material a baixa temperatura, ao se aplicar uma carga ocorrerá uma possível deformação da martensita pela orientação de algumas variantes, como ilustra a figura 2. O

resultado seria uma deformação de ordem macroscópica, que mesmo após da retirada da carga, essa configuração permanece. Sendo realizado um aquecimento nessa liga a uma temperatura acima de A_f , toda a fase sólida, que anteriormente era martensita, se transformará em austenita e o material irá recuperar sua forma original (figura 3). Um resfriamento a uma temperatura abaixo de M_f fará com que toda fase sólida do material torne a ser martensita geminada, porém sem que haja mudança na forma a associada. Esse fenômeno constitui o efeito de memória de forma.

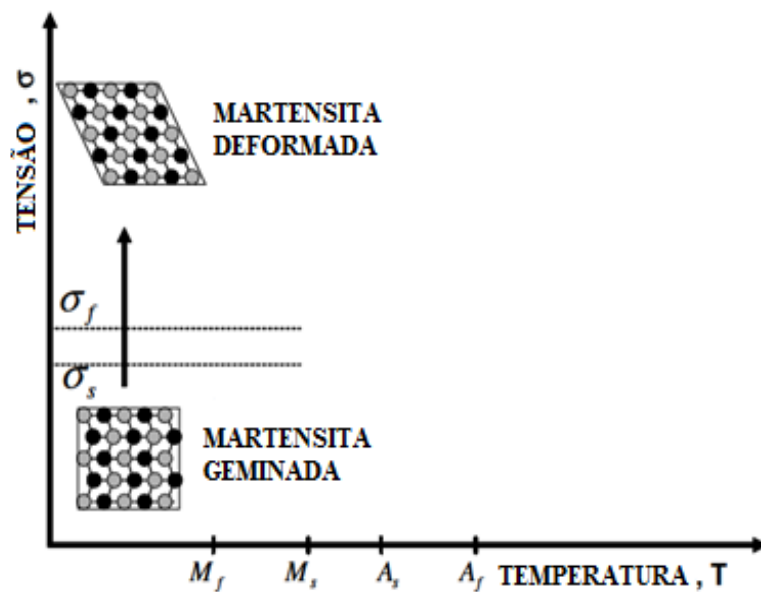


Figura 2 - Esquema mostrando a deformação na fase martensítica após aplicação de carga (Modificado - LAGOUDAS, 2008)

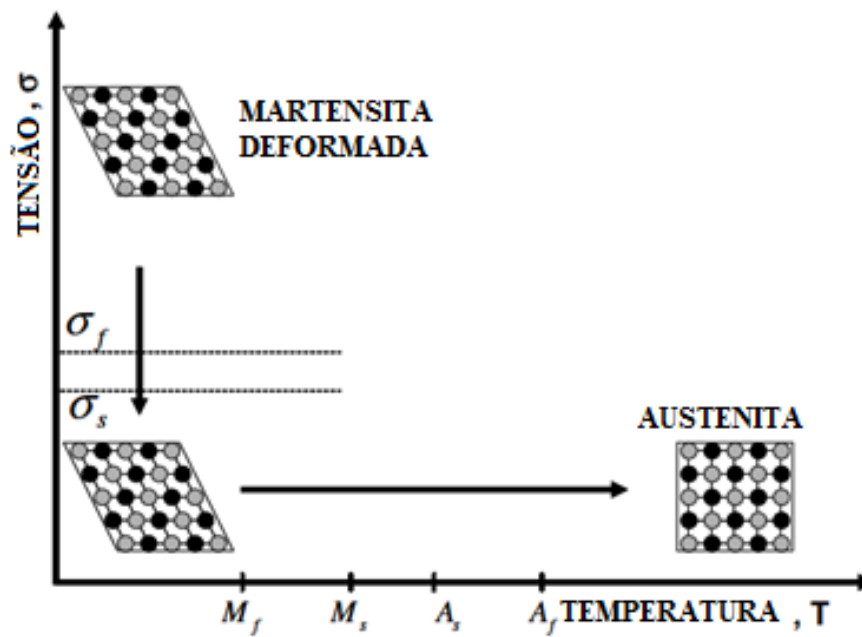


Figura 3 - Esquema mostrando o efeito de memória de forma no descarregamento e posterior aquecimento (Modificado - LAGOUDAS, 2008)

2.1.2.1 Efeito de memória de forma de único caminho

Estando a liga no estado martensítico, em uma temperatura inferior a M_f , ela pode ser facilmente deformada através da aplicação de uma carga. Porém existe a restrição de que a deformação não pode ultrapassar certo limite (geralmente, 8%), e deve ser abrangido, exclusivamente, pela reorientação das variantes martensíticas, que leva a uma remanescente deformação, mas que não é plástica (SCHWARTZ, 2009).

A figura 4 ilustra o efeito de memória de forma de único caminho. Inicialmente a amostra se encontra em sua fase martensítica (A). Ela então é deformada (A→B) pela ação de uma carga, e posteriormente é descarregada (B→C), a uma temperatura abaixo de M_f . Posteriormente, um aquecimento é realizado a uma temperatura acima de A_f , retirando a aparente deformação plástica.

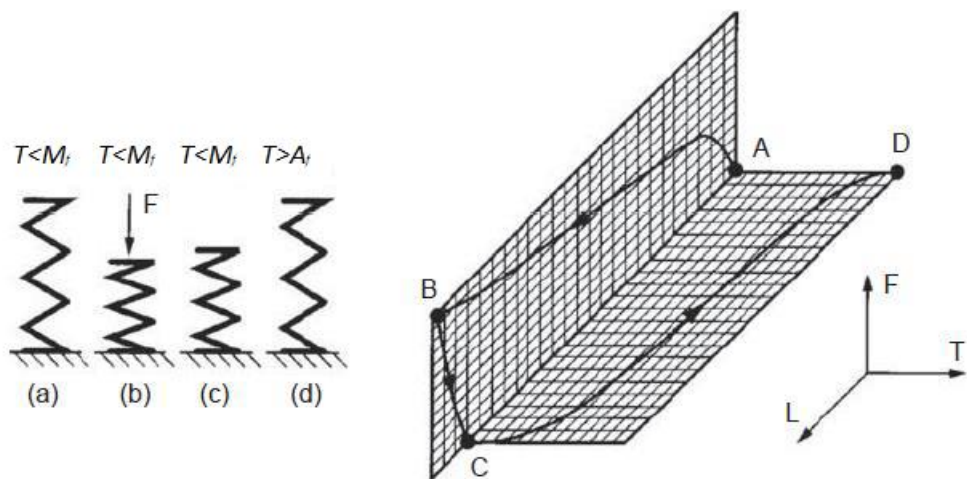


Figura 4 - Esquema do efeito de memória de forma de único caminho (SCHWARTZ, 2009)

2.1.3 Superelasticidade

A superelasticidade está associada a uma transformação de fase induzida por tensão, que gera uma grande deformação durante a carga e uma subsequente recuperação de forma, após a remoção da carga em temperaturas acima de A_f . Esse fenômeno terá início em uma temperatura ($T > A_f$) onde predomine a fase austenítica, que devido a aplicação da carga, ocorrerá o surgimento de *martensita deformada* na sua forma estável e posteriormente retornará ao estado austenítico quando a tensão é retirada (LAGOUDAS, 2008). A figura 5 apresenta um exemplo esquemático da aplicação do fenômeno da superelasticidade.

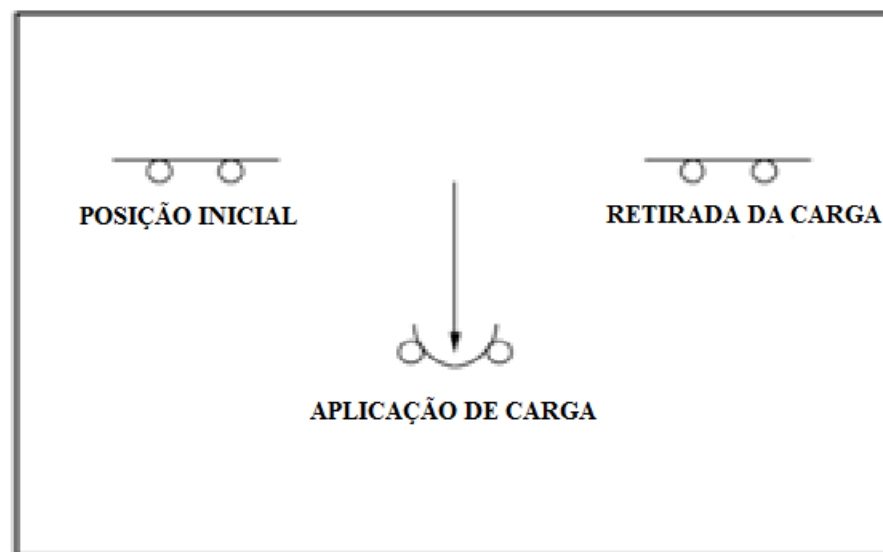


Figura 5 - Aplicação da superelasticidade em uma situação de flexão (Modificado - SCHWARTZ, 2002)

2.1.4 Forno elétricos de indução

Os fornos elétricos de indução, como esquematizado na figura 6, são amplamente utilizados em fundições, sendo sua capacidade desde algumas dezenas de quilos até 25 toneladas. O princípio de funcionamento é o mesmo de um transformador: uma corrente variável (gerada por uma bobina) gera um campo magnético variável, que, por sua vez, gera uma corrente variável induzida no secundário (neste caso, a carga metálica). Essa corrente induzida aquece a carga por resistividade (BALDAM, 2014).

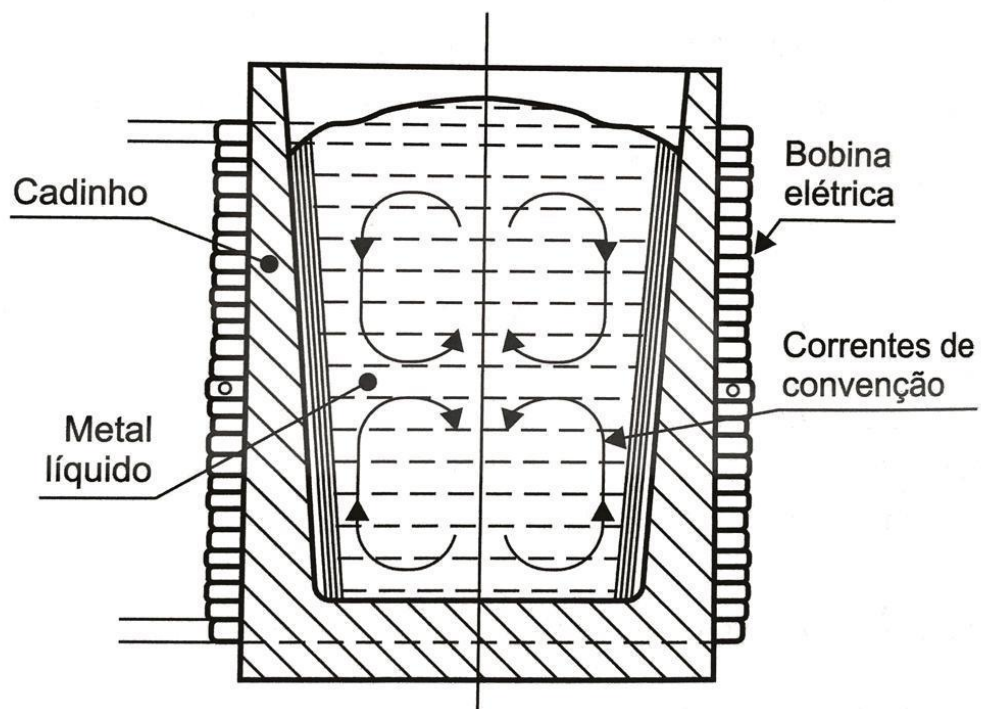


Figura 6 - Forno elétrico de indução sem núcleo ou tipo cadinho (BALDAM, 2014)

2.1.5 Nucleação

A nucleação é definida como o surgimento da fase sólida de maneira estável dentro da fase líquida, na forma de pequenos núcleos, que vão crescer e formar cristais. A nucleação é homogênea, quando essa ocorre dentro da fase líquida sem haver interferência ou contribuição energética de elementos estranhos ao sistema original. Já a nucleação heterogênea caracteriza-se pela influência de elementos estranhos ao sistema, chamados de substratos (BALDAM, 2014).

2.1.6 Refinadores de grão e inoculantes

No que diz respeito a desempenho mecânico, é importante que uma liga possua tamanho de grãos pequenos para que desta forma a resistência mecânica do material seja aumentada substancialmente. Sendo os grãos menores, maior será a densidade de contornos, e como o contorno é uma barreira para o deslocamento das discordâncias, a deformação plástica

é restrita. Para se obter esse aumento de resistência, mantendo o alongamento, é comum buscar processo que aumente a frequência de nucleação, e consequentemente, minimize o tamanho médio dos grãos. Esse processo é o *refino de grão*. Um procedimento que permite favorecer o refino é a adição ao metal líquido de substratos heterogêneos com alto poder de nucleação na forma de partículas finamente divididas antes da nucleação, que são chamados inoculantes (BALDAM, 2014).

Esses inoculantes são dispersos uniformemente no metal líquido. Assim, cada partícula atua como um substrato localizado para nuclear a fase sólida. Por meio do índice de epitaxia, é possível avaliar se haverá maior ou menor eficiência da nucleação heterogênea. Quanto menor o índice, maior será a eficiência da nucleação. A equação 1 representa esse índice de epitaxia, onde a_s é o espaçamento da rede cristalina de substrato e a_m é o espaçamento da rede cristalina do metal. Quando o índice de epitaxia for menor que 0,15 a nucleação terá ótimo desempenho e significa dizer que o inoculante pode ser usado com êxito para o refino de grão.

$$e = \frac{a_s - a_m}{a_m} \quad \text{EQUAÇÃO 1}$$

Na tabela 1 estão listados os inoculantes mais comuns, com suas respectivas eficiências, para o cobre e suas ligas.

Tabela 1 - Inoculantes para refino de grão do cobre (BALDAM, 2014)

<i>Metal e liga</i>	<i>Inoculantes</i>	<i>Eficiência relativa</i>
<i>Ligas de cobre</i>	Ferro	Moderada
	Nióbio	Baixa
	Vanádio	Baixa

Ao estudar as ligas Cu-Al-Be, OLIVEIRA (2009) verificou que a presença do Nb como inoculante resultou em uma redução média no tamanho de grão de 400 μm para 120

μm , como mostra as figuras 7 e 8. Deduzindo que o Nb tem um efeito preponderante como redutor, ao analisar a liga com e sem o uso do Nb.



*Figura 7 - Presença da fase austenítica da liga Cu-11,8%Al-0,6%Be (% em peso)
(OLIVEIRA, 2018)*



*Figura 8 - Presença da fase austenítica da liga Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso)
(OLIVEIRA, 2018)*

2.1.7 Tratamento térmico

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os materiais, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de esfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinados. Dentre os objetivos dos tratamentos térmicos, podemos citar de maneira resumida os seguintes: remoção de tensões internas, aumento ou diminuição de dureza, aumento da resistência mecânica, melhora da ductilidade. (CHIAVERINI, 1986).

2.1.7.1 Têmpera

Consiste no resfriamento brusco do material, que foi aquecido e mantido a uma temperatura, tal que sua estrutura seja completamente austenitizada. A estrutura predominante após a têmpera é a martensita, fase de alta dureza, levando um aumento da dureza, da resistência ao desgaste, da resistência à tração, ao mesmo tempo em que as propriedades relacionadas sofrem uma apreciável diminuição e tensões internas podem ser originadas em grande intensidade (CHIAVERINI, 1986).

Nas ligas passíveis do efeito de memória de forma, como as de base Cu-Al, a têmpera é responsável pela ativação de suas propriedades especiais, porém em um processo adifusional, onde ocorre um mecanismo de cisalhamento onde os átomos se movem cooperativamente e quase simultaneamente para que a transformação martensítica ocorra. Esse movimento cooperativo conduz a uma deformação inelástica do reticulado cristalino e é semelhante a um cisalhamento, segundo um plano e uma direção cristalográfica bem definidos, implicando, assim, em relações de orientação particulares entre a fase matriz e a fase transformada (MAGELA, 2010).

2.1.7.2 Homogeneização

Na fundição, as diversas regiões do lingote se resfriam sob diferentes taxas, e consequentemente, solidificam em taxa de velocidades diferentes, levando a formação de uma estrutura irregular e não-uniforme. O tratamento de homogeneização promove a dissolução de fases com mais baixas temperaturas de fusão, reduzindo a fração de volume de segunda fase, tornando a composição química do material mais uniforme e melhorando as propriedades e desempenho da liga (PENG, 2014). O tratamento térmico de homogeneização consiste em um aquecimento do material em um determinado período de tempo e temperatura, até que esse material se encontre em equilíbrio de fases.

CAPÍTULO III

3.1 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1.1 Elaboração da liga, tratamentos térmicos, e caracterização por difração raio-x e microscopia óptica

3.1.1.1 Elaboração da liga

A liga elaborada era composta por Cu - 10,9%Mn - 8,9%Al - 0,25%Fe (% em peso). A liga era composta por Cu e Al comercialmente puros e foi utilizada uma liga mãe 65%Al - 35%Fe (% em peso). Os elementos da liga em estudo foram devidamente cortadas e pesadas com o auxílio de uma balança de modelo AY220 da Shimadzu.

Uma quantidade aproximada de 350g da liga foi elaborada em um cadinho de cerâmica com parte interna de grafite(figura 9), sob atmosfera ambiente, em um forno de indução da INDUTHERM, modelo MU 400, em temperatura de trabalho de, aproximadamente, 1300°C . Em seguida, a liga foi vazada em um molde de seção retangular (Figura 10), com dimensões de 90 mm de comprimento, 22 mm de largura, 40 mm de altura.



Figura 9 – Cadinho de grafite (O autor, 2018)



Figura 10 - Molde de seção retangular (O autor, 2018)

3.1.1.2 Tratamentos térmicos

Concluído o processo de fundição, a liga foi submetida ao tratamento de homogeneização a 850 °C, durante 12h, em um forno tipo Mufla, monofásico, da JUNG, modelo 0912. Em seguida, os corpos de provas (figuras 11 e 12) foram confeccionados.

Para obtenção do efeito de memória de forma, esses corpos de provas passaram pelo tratamento térmico de têmpera, consistindo no aquecimento da liga a 850°C, mantido nessa temperatura por 30 minutos, em um forno tipo Mufla, e um posterior resfriamento brusco em água a temperatura ambiente.

3.1.1.3 Caracterização da liga difração raio-X e microscopia óptica

Com a utilização de um microscópio óptico AXIOTECH 30, com lentes Carl Zeis, e do software ANALYSYS, foi realizada a análise microestrutural. A amostra utilizada, foi selecionada próxima a região central do lingote, como ilustrado na figura 11. As amostras foram polidas mecanicamente com lixas de grãos 80, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 e um posterior acabamento com alumina de 1 µm. Após o polimento, foi feito um ataque químico utilizando uma solução aquosa de cloreto de ferro (FeCl₂) para a visualização dos contornos do grão. Para esse ataque, a amostra foi submersa por 10 segundos nessa solução e, em seguida, limpa com álcool isopropílico e secada com fluxo de ar quente.

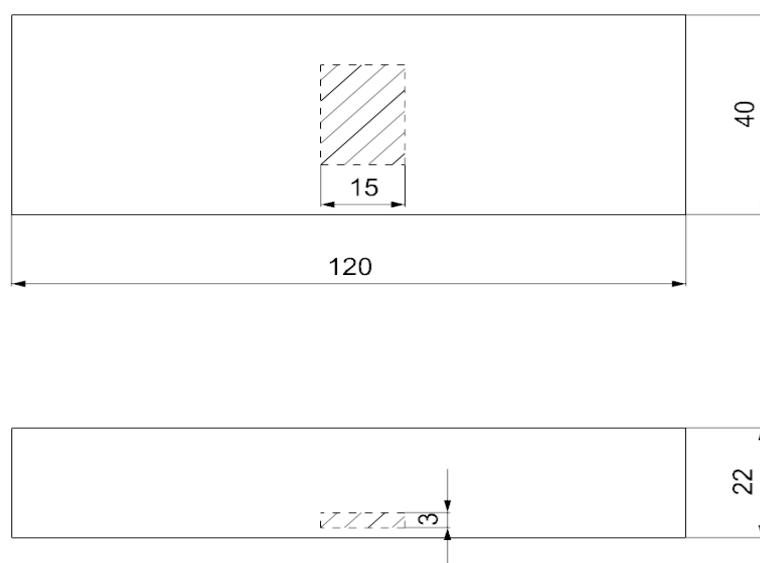


Figura 11 – Representação da região do lingote onde foi retirada a amostra para análise de microscopia, e suas dimensões (O autor, 2018)

Por meio da difração raio-X, foi possível identificar as estruturas das fases. Para isso, foi utilizado um difratômetro SIEMENS D5000. A amostra utilizada foi a mesma analisada no microscópio óptico. Foi utilizada uma radiação Cu-K α de comprimento de onda de $\lambda=1,54184 \text{ \AA}$. A faixa de análise foi de $20^\circ < 2\theta < 90^\circ$, e taxa de aquisição de dados de 0,02/4 (graus/seg).

3.1.2 Determinação das temperaturas de transformação de fase

Utilizando a calorimetria diferencial de varredura, foi possível determinar as temperaturas de transformação de fase da liga. Para isso, foi utilizado o equipamento DSC 60 da SHIMADZU e auxílio do software TA-60. A amostra utilizada possuía dimensões de $\phi=4,6 \times 1,4 \text{ mm}$ de espessura e foi retirada da região central do lingote. Para remoção de óxidos presentes das superfícies, foi realizado um polimento em lixa 1200. A taxa de aquecimento e resfriamento da amostra, foi de $10^\circ\text{C}/\text{min}$.

3.1.3 Determinação das propriedades termomecânicas da liga através de ensaio de tração e superelasticidade

3.1.3.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados utilizando uma máquina de tração estática da SHIMADZU, modelo AG-X10kN Plus. Para realização do ensaio, uma carga é aplicada ao corpo de prova até que esse seja rompido. A taxa de deformação foi de 0,05mm/s.

Para realização do experimento, corpos de provas foram confeccionados na oficina mecânica/CT/UFPB, por meio da máquina de corte a fio modelo ELETROCUT AR 1300. A figura 12 ilustra as dimensões dos corpos de provas confeccionados. Após o corte realizado na eletroerosão, as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de têmpera que consistiu

em aquecimento até 850°C, seguido de um resfriamento brusco em água a temperatura ambiente, adquirindo assim, o efeito de memória de forma.

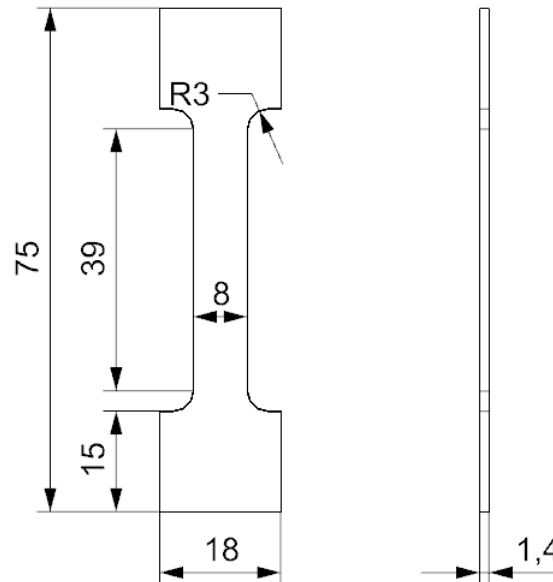


Figura 12 - Desenho com dimensões do corpo de prova(O autor, 2018)

3.1.3.2 Superelasticidade

Para realização do ensaio de superelasticidade, corpos de prova com dimensões semelhantes ao da figura 12 foram utilizados. O ensaio consistiu carregar as amostras até uma deformação de 5% e descarrega-los a fim de verificar sua recuperação de deformação e, também, sua deformação residual. Foi verificado as tensões e deformações nas quais ocorreram o início e fim das transformações direta e reversa. O ensaio foi realizado em uma temperatura de 25°C. A taxa de deformação utilizada foi de 0,05 mm/seg.

CAPÍTULO IV

4.1. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1.1 Caracterização da liga por microscopia óptica, difração de raio-x e calorimetria diferencial de varredura

Na etapa de análise microscópica da liga Cu - 8,9%Al- 10,9%Mn- 0,25%Fe(% em peso), foi possível verificar a diminuição do tamanho de grão (figura 14), com granulometria média de 980 μm , ainda que a mesma não tenha ocorrido de maneira uniforme por todo o lingote quando comparada a liga sem adição de um quarto elemento, como mostrado na figura 13. Tal fato se deve a atuação de Fe como agente nucleante, criando uma rede de precipitados a partir do qual os grãos puderam se desenvolver durante o processo de solidificação.

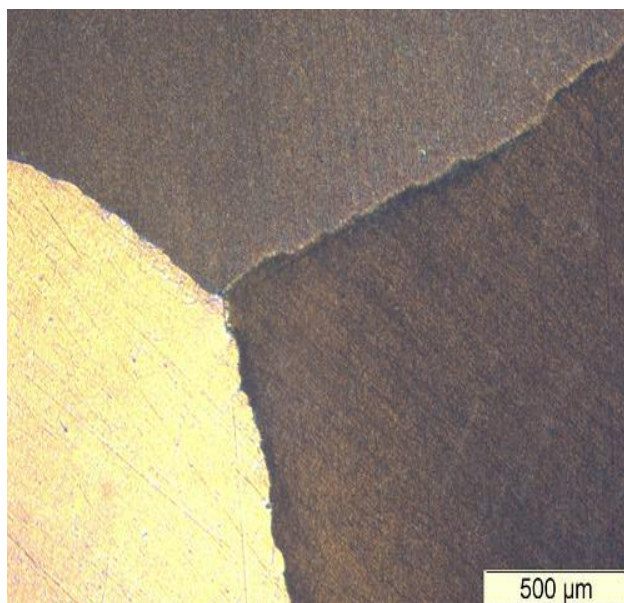


Figura 13 - Fase austenita na liga Cu - 9,8%Al - 11,9%Mn (Aumento 7x) (CALUETE, 2012)

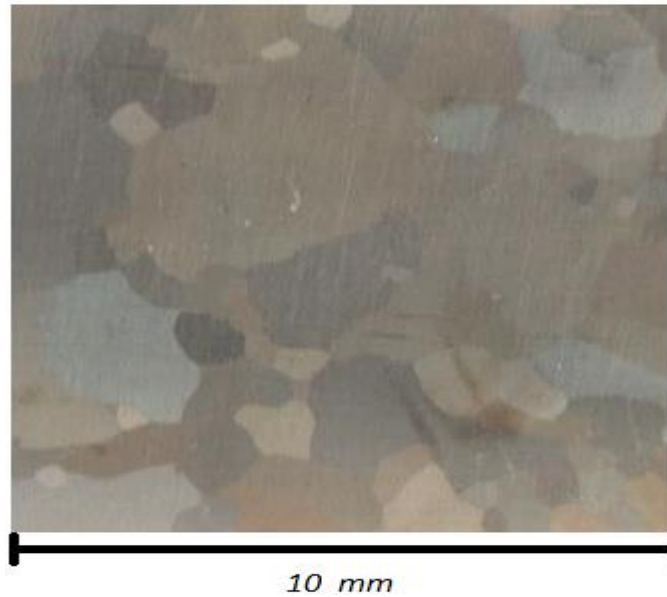


Figura 14 - Fotomicrografia da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (O autor, 2018)

A figura 15 apresenta as temperaturas de transformação da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe. É possível visualizar que tanto a transformação martensítica quanto a reversa ocorreram em temperaturas bastante baixas. Tal fato se deve à pequena quantidade de escória formada, que levou a uma grande dissolução de dos elementos Al e Mn no banho de fusão. A formação da austenita tem início (A_i) $-94,30^{\circ}\text{C}$ e conclusão (A_f) a $-71,27^{\circ}\text{C}$, enquanto a transformação martensítica tem início (A_i) a $78,70^{\circ}\text{C}$ e finaliza (M_f) a $97,62^{\circ}\text{C}$.

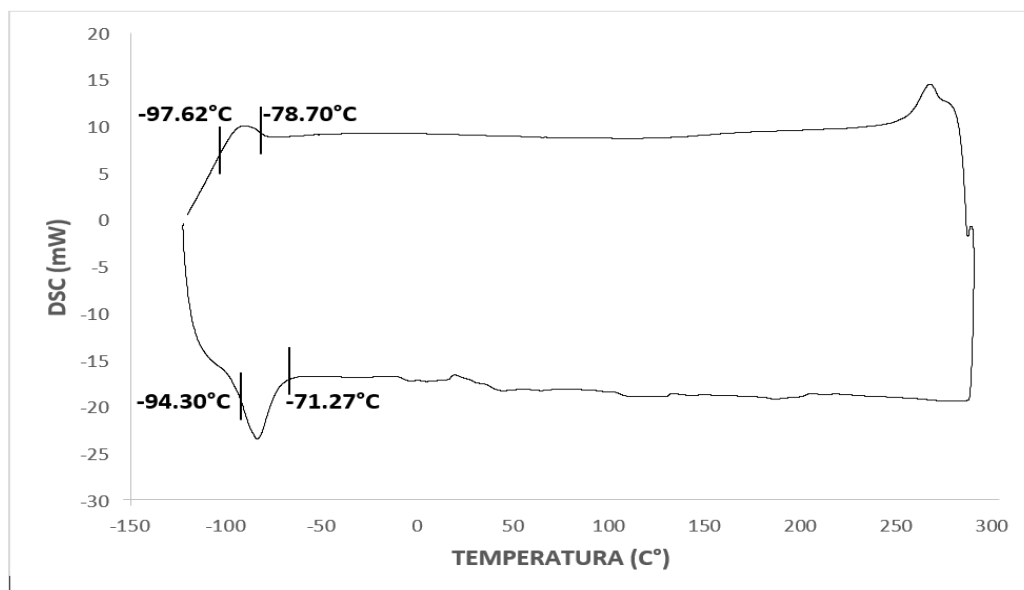


Figura 15 - Determinação das temperaturas de transformação através de calorimetria diferencial de varredura da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (% em peso) (O autor, 2018)

A figura abaixo apresenta o difratograma da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (% em peso). É possível perceber a presença de picos característicos da fase austenita β (DO3). Próximo a 2θ de 45° existe um pico (na figura identificado como *) que provavelmente é um pico da fase martensítica que ficou retida durante o tratamento térmico de têmpera.

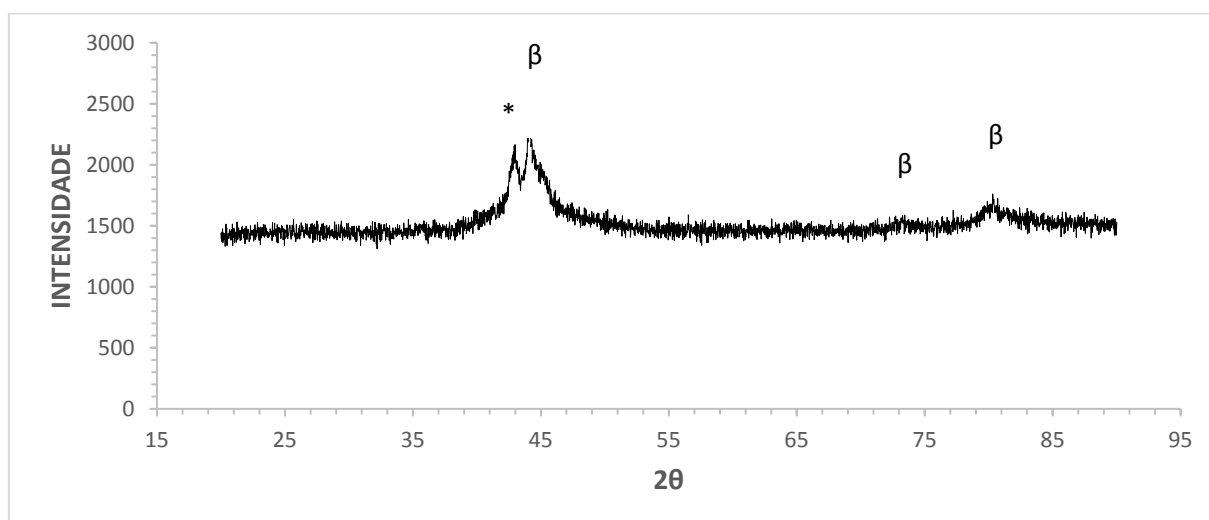


Figura 16 - Difratograma da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (O autor, 2018)

4.1.2. Ensaio de tração

A figura 17 apresenta a curva resultante ao ensaio de tração da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe, realizado à temperatura ambiente.

Para esse caso em que foi utilizado o ferro como refinador de grão, percebe-se que a tensão de indução de fase ocorreu em uma tensão de aproximadamente 326 MPa, com tensão de ruptura na ordem de 440 MPa, aproximadamente. Os dados de ensaio da tração da liga são ilustrados na tabela 2. Em relação a liga sem adição de inoculante, houve um aumento importante em relação a deformação à ruptura, como também na máxima resistência a tração das amostras, conforme Tabela 3.

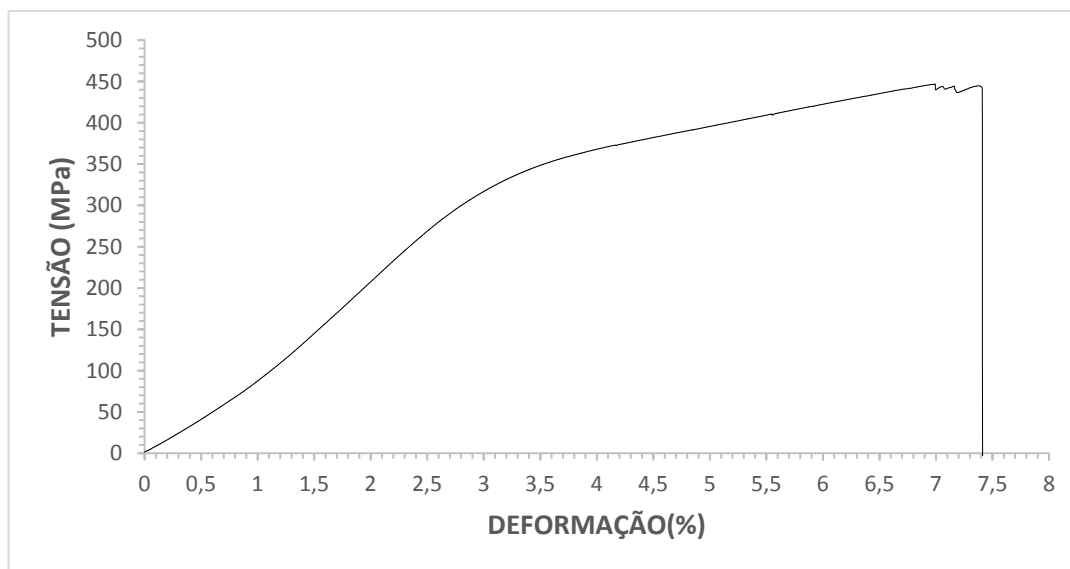


Figura 17 - Ensaio de tração para a liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (% em peso) (O autor, 2018)

Tabela 2 - Dados do ensaio de tração da liga Cu - 8,9%Al - 10,9%Mn - 0,25%Fe (% em peso)

<i>Amostra</i>	<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>Média</i>
<i>Deformação(%)</i>	7,41	7,41	6,23	7,05
<i>Tensão de ruptura(MPa)</i>	440,30	420,74	393,42	418

Tabela 3 - Comparativo entre os resultados obtidos no ensaio de tração das ligas com e sem refinadores de grão

<i>Liga</i>	<i>Cu - 9,8%Al - 11,9%Mn</i>	<i>Cu - 8,9%Al- 10,9%Mn – 0,25%Fe</i>	<i>Aumento (%)</i>
<i>Tensão de ruptura (MPa)</i>	326	418	28,22
<i>Deformação (%)</i>	3,5	7,05	101

4.1.3. Superelasticidade

Foram realizados 3 ensaios a temperatura ambiente, aproximadamente 25°C, onde os mesmos foram submetidos a uma deformação de 5% em seu comprimento útil, estando nesse valor incluídos possíveis acomodações dos elementos do maquinário. Um exemplo da curva obtida pode ser observado na figura 18. A tensão de indução média das amostras foi de aproximadamente 290,33 MPa com uma deformação residual média de 0,95% (Tabela 4), o que equivale a uma recuperação de forma da ordem de 81% do comprimento útil total da

amostra. Martensita retida pode ser a explicação para que o material não venha a ter uma melhor recuperação de forma, que poderia ser atenuado em ensaios realizados em maiores temperaturas.

Tabela 4 - Dados do ensaio de superelasticidade

<i>Amostra</i>	<i>Tensão de indução (MPa)</i>	<i>Deformação residual (%)</i>	<i>Recuperação (%)</i>
1	270	0,92	81,60
2	321	0,93	81,40
3	280	1,00	80,00
<i>Média</i>	290,33	0,95	81,00

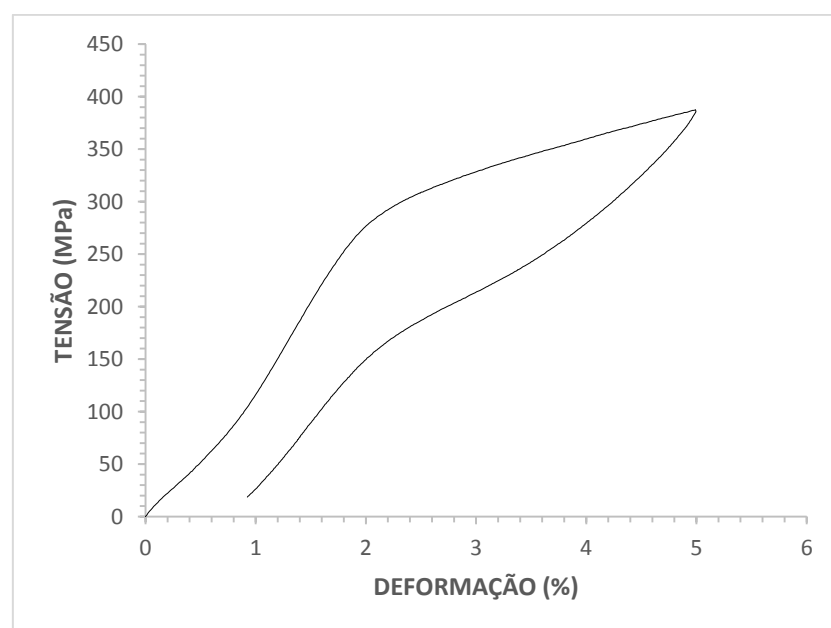


Figura 18 - Dados obtidos no ensaio de superelasticidade (O autor, 2018)

CAPÍTULO V

5.1. CONCLUSÕES

1. O Fe atuou como agente refinador de grão, ainda que não uniformemente, da liga base Cu-Al-Mn;
2. A redução do tamanho de grão contribui para a melhoria das propriedades mecânicas do material, com incremento importante em sua capacidade de deformação à ruptura;
3. Através do ensaio de superelasticidade foi possível observar uma boa recuperação de forma, o que pode viabilizar a aplicação dessa liga como atuador mecânico.

CAPÍTULO VI

6.1. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BALDAM, ROQUEMAR DE LIMA, *Fundição: processos e tecnologias correlatas*, 2ª ed., Érica, São Paulo, 2014;

CHIAVERINI, VICENTE, *Aços e ferros fundidos*, 7ª ed., Academia Brasileira de Metais, São Paulo, 1982;

CHIAVERINI, VICENTE, *Tecnologia mecânica*, 2ª ed., McGraw-Hill, São Paulo, 1986;

PENG, Q.Z., 2014 et al. *Effects of homogenization treatment on the microstructure and mechanical properties of Mg–8Li–3Al–Y alloy*. Materials and Design, 2014

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

CALUÊTE, R. E., 2012, “Estudo das propriedades termomecânicas da liga Cu78,3% - Al9,8% - Mn11,9%” Dissertação de Mestrado apresentado no Departamento de Engenharia Mecânica. João Pessoa: Universidade Federal da Paraíba

MAGELA, J. O., 2012, “Influência de tratamentos térmicos e mecânicos nas temperaturas de transformação martensítica em ligas Ni-Ti com efeito memória de forma” Dissertação de Mestrado apresentado no Departamento de Engenharia de Materiais. Belo Horizonte: Universidade Federal de Ouro Preto