



UNIVERSIDADE FEDERAL RURAL DO SEMIÁRIDO
PRÓ REITORIA DE GRADUAÇÃO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA
CURSO E ENGENHARIA MECÂNICA

JÉSSICA MENEZES ALVES

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UMA LIGA DO SISTEMA Cu-Al-
Mn COM MEMÓRIA DE FORMA**

CARAÚBAS - RN

2018

JÉSSICA MENEZES ALVES

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UMA LIGA DO SISTEMA Cu-Al-Mn COM MEMÓRIA DE FORMA

Monografia apresentada a Universidade Federal do Semi-árido – UFERSA, Campus Caraúbas para obtenção da graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Me.Carlos Cássio de Alcântara

CARAÚBAS - RN

2018

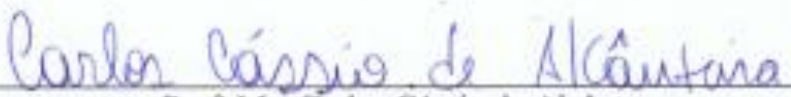
JÉSSICA MENEZES ALVES

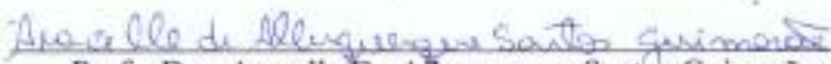
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UMA LIGA DO SISTEMA Cu-Al-Mn COM MEMÓRIA DE FORMA

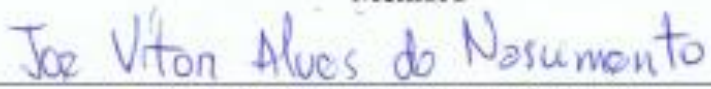
Monografia apresentada a Universidade Federal do Semi-árido – UFERSA, Campus Caraúbas para obtenção da graduação em Engenharia Mecânica

Defendida em: _17_ / _09_ / 2018_.

BANCA EXAMINADORA


Prof. Me. Carlos Cássio de Alcântara
Presidente


Profa. Dra. Aracelle De Albuquerque Santos Guimarães
Membro


Me. Joe Vitor Alves do Nascimento
Membro

© Todos os direitos estão reservados a Universidade Federal Rural do Semi-Árido. O conteúdo desta obra é de inteira responsabilidade do (a) autor (a), sendo o mesmo, passível de sanções administrativas ou penais, caso sejam infringidas as leis que regulamentam a Propriedade Intelectual, respectivamente, Patentes: Lei nº 9.279/1996 e Direitos Autorais: Lei nº 9.610/1998. O conteúdo desta obra tornar-se-á de domínio público após a data de defesa e homologação da sua respectiva ata. A mesma poderá servir de base literária para novas pesquisas, desde que a obra e seu (a) respectivo (a) autor (a) sejam devidamente citados e mencionados os seus créditos bibliográficos.

A474c Alves, Jéssica.
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UMA LIGA DO
SISTEMA Cu-Al-Mn COM MEMÓRIA DE FORMA / Jéssica
Alves. - 2018.
34 f. : il.

Orientador: Carlos Cássio de Alcântara.
Monografia (graduação) - Universidade Federal
Rural do Semi-árido, Curso de Engenharia
Mecânica, 2018.

1. Efeito Memória de forma. 2. Ligas Cu-Al-Mn.
3. Superelásticidade. 4. Difração de Rios X. I.
Cássio de Alcântara, Carlos, orient. II. Título.

O serviço de Geração Automática de Ficha Catalográfica para Trabalhos de Conclusão de Curso (TCC's) foi desenvolvido pelo Instituto de Ciências Matemáticas e de Computação da Universidade de São Paulo (USP) e gentilmente cedido para o Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal Rural do Semi-Árido (SISBI-UFERSA), sendo customizado pela Superintendência de Tecnologia da Informação e Comunicação (SUTIC) sob orientação dos bibliotecários da instituição para ser adaptado às necessidades dos alunos dos Cursos de Graduação e Programas de Pós-Graduação da Universidade.

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho em especial minha mãe Marileide, por ter me dado a vida e ensinado a vive-la com dignidade, ao meu pai José , a minha irmã Vitória pela ajuda nos dias que eu não estava presente, sempre cuidando de mim e a meu noivo Miguel Angelo pela paciência compreensão e apoio nos meus estudos. E ao meu Orientador Me. Carlos Cássio de Alcântara por todo conhecimento passado, aos quais adquiri durante esse período, pela sua paciência e por acreditar no meu potencial.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Me. Carlos Cássio de Alcântara, pela dedicação nas correções e orientações neste período de aprendizado.

A minha mãe Marileide Barbosa e meu pai José Alves a todo o tempo dedicado à minha educação e aos sacrifícios que foram feitos para eu chegar aqui.

Aos meus colegas de graduação que tornaram um período de longa dedicação em algo divertido.

A minha irmã Vitória de Menezes por ser minha melhor amiga e ter toda a paciência do mundo comigo.

Ao meu noivo Miguel Angelo pelo amor, companheirismo e apoio incondicional nos meus estudos.

Aos amigos da faculdade, por todos os momentos compartilhados, tornando minha jornada nesse curso mais leve e divertida.

“Que nada nos defina, que nada nos sujeite,
que a liberdade seja nossa própria substância.”

Simone Beauvoir.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema da transformação martensítica.	15
Figura 2 - Grau de transformação ocorrido em função da temperatura do material.	16
Figura 3 - Efeito memória de forma.	17
Figura 4 - Comportamento superelástico.	18
Figura 5 - a) seção do diagrama isotérmico a 800°C b) seção vertical de um sistema ternário Cu-Al 10% At-Mn com exibindo transformações de ordem-desordem c) efeito do teor de Al sobre propriedades da liga ternária Cu-Al-Mn em várias composições.	20
Figura 6 - Variação do MS em função dos teores de alumínio e manganês.	21
Figura 7 - dimensões dos cps.	23
Figura 8 - Micrografia do lingote bruto de fusão sem ataque.	25
Figura 9 - Micrografia do lingote bruto de fusão pós-ataque.	26
Figura 10 - Micrografia sem ataque das amostras temperadas.	26
Figura 11 - Micrografia das amostras temperadas pós-ataque.	27
Figura 12 - Presença da fase martensítica nos corpos de prova temperados e resfriados.	28
Figura 13 - Presença da fase martensítica nos corpos de prova tracionados.	28
Figura 14 - Difratoograma das amostras.	29

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
1.1	OBJETIVOS	13
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	14
2.1	LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA	14
2.1.2	Transformação Martensítica	14
2.1.2	Efeito Memória de Forma	16
2.1.3	Superelasticidade	18
2.2	LIGAS CU-AL-MN	19
2.2.1	Efeitos dos elementos nas ligas Cu-Al-Mn	19
2.2.1.1	Alumínio	19
2.2.1.2	Manganês.....	21
3	MATERIAIS E MÉTODOS	22
3.1	ELABORAÇÃO DA LIGA	22
3.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS E CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA..	22
3.2.1	Homogeneização	22
3.2.2	Confecção dos Corpos de Prova (CPs).....	22
3.2.3	Têmpera	23
3.3	CARACTERIZAÇÃO DA LIGA POR MICROSCOPIA ÓPTICA E DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	23
3.3.1	Microscopia Óptica	23
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	25
4.2	MICROSCOPIA ÓPTICA	25
4.2.2	Lingote bruto de fusão	25
4.2.3	Corpos de Prova Temperados	26

4.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	29
5	CONCLUSÕES	31
	REFERÊNCIAS	32

ABSTRACT

In this work, the microstructural characterization of an alloy of the Cu-Al-Mn system was carried out. The alloys were oven-worked under ambient atmosphere, heat-treated by homogenization and quenching, specimens were made and then characterized by optical microscopy, x-ray diffraction, and tensile tests. It was noticed that at room temperature the crude alloy presents the phases β , γ and Al_8Mn_5 . After the tempering presented the Austenitic phase β , when cooled presented the Martensitic phase indicating the shape memory effect confirming to be an alloy of superelastic characteristics. The drawn sample exhibited martensitic phases and others that were determined with the aid of XRD. In the XRD test, it was possible to determine the alloy phases. In the crude fusion sample, it is possible to identify the phase β of structure L21 and space group $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$, phase γ , which presents structure Cu_9Al_4 and space group $\text{P}\bar{4}_3\text{mn}$ and a third phase, identified in the form of Al_8Mn_5 , CCC structure and space group $\text{I}\bar{4}_3\text{m}$. In the Temperate sample, it is possible to observe the suppression of the existing phases in the crude melt sample after tempering. The sample shows only the austenitic phase β , structure L21 and space group $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$. The drawn sample showed the β phase, the plane γ phase and the orthorhombic γ' martensitic phase of the AlCu_3 structural formula and the $\text{P}2\text{mm}$ spatial group, which represents one of the two martensitic phases that can be formed in CuAlMn alloys.

Keywords: Shape Memory Effect. Superelastic alloys. CuAlMn alloys. DRX.

RESUMO

Neste trabalho foi feita a caracterização microestrutural de uma liga do sistema Cu-Al-Mn passível de efeito memória de forma. As ligas foram elaboradas em forno sob atmosfera ambiente, tratadas termicamente por homogeneização e têmpera, foram feitos corpos de prova e então caracterizadas por ensaios de microscopia óptica, difração de raios-x, e tração. Percebeu-se que a temperatura ambiente a liga bruta apresenta as fases β , γ e Al_8Mn_5 . Após a têmpera apresentou a fase Austenítica β , quando resfriado apresentou a fase Martensítica indicando o efeito memória de forma confirmando ser uma liga de características superelástica. A amostra tracionada exibiu fases martensíticas e outras que foram determinadas com o auxílio do DRX. No ensaio por DRX foi possível determinar as fases da liga, na amostra bruta de fusão é possível identificar a fase β , de estrutura L21 e grupo espacial $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$, a fase γ , que apresenta estrutura Cu_9Al_4 e grupo espacial $\text{P}\bar{4}_3\text{m}$ e uma terceira fase, identificada sob a forma de Al_8Mn_5 , de estrutura CCC e grupo espacial $\text{I}\bar{4}_3\text{m}$. Na amostra Temperada é possível notar a supressão das fases existentes na amostra bruta de fusão após a têmpera. A amostra exibe apenas a fase austenítica β , de estrutura L21 e grupo espacial $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$. A amostra tracionada exibiu a fase β , a fase γ de plano e a fase martensítica ortorrômbica γ' , de fórmula estrutural AlCu_3 e grupo espacial $\text{P}2\text{mm}$, que representa uma das duas fases martensíticas que podem ser formadas em ligas CuAlMn.

Palavras-chave: Efeito Memória de Forma. Ligas Superelásticas. Ligas de CuAlMn. DRX.

1 INTRODUÇÃO

O efeito memória de forma (EMF) foi descoberto por Chang e Read (1951 apud ANDRÉS, 2000) em uma liga Au-47.5at%Cd, mas seu real desenvolvimento foi dado por BUEHLER, GILFRICH e WILLEY (1963) com o descobrimento da liga de NiTi. Ainda na década de 60, houve avanços nas ligas a base de cobre (PINA, 2006).

Todas as ligas com EMF são compostas única e exclusivamente pelas microestruturas martensita e/ou austenita, onde a presença de uma ou outra estrutura depende da composição química da liga e da faixa de temperatura em que este material se encontra. A microestrutura martensita é sempre obtida em uma zona de temperatura inferior a formação da austenita, sendo caracterizada por ripas/agulhas em diferentes sentidos e com grande capacidade em se deformar elasticamente. Estas zonas, que definem a ocorrência da transformação microestrutural (mudança de fase), são comumente definidas como temperatura de transformação de fase, sendo elas caracterizadas em quatro pontos fundamentais: início e fim da transformação martensítica (Ms e Mf, respectivamente), e início e fim da transformação austenítica (As e Af, respectivamente)(CZECHOWICZ; LANGBEIN, 2015)

As ligas com efeito memória de forma (EMF) são ligas metálicas que têm sido intensamente pesquisadas, nas últimas décadas, para vários campos e aplicações, entre eles, na confecção de vários dispositivos comerciais, tais como: acoplamento de tubos, fixadores mecânicos (ZAK; KNEISSL; ZATULSKIJ, 1996, p.363). As ligas com essas propriedades (efeito de memória de forma), constituem um grupo de materiais metálicos capazes de recuperar a forma original pela imposição de um campo de temperatura, devido as transformações de fase induzidas no material e as propriedades termoelásticas de superelasticidade (OTSUKA, WAIMAN, 1998).

A descoberta das ligas com EMF a base cobre foi uma alternativa em potencial para a substituição das ligas NiTi. Pois ligas a base de cobre são mais fáceis de serem conformadas, resultando numa redução do custo de processamento dessas ligas, ou seja, vantagens econômicas. Tal economia pode chegar até cem vezes. Entretanto, as ligas a base de cobre possuem propriedades mecânicas diferentes às ligas NiTi. (AZEVEDO, 2011).

Visando modificar as propriedades térmicas e mecânicas de ligas à base de cobre, é realizada a inserção de um terceiro ou quarto elemento na composição deste sistema, modificando assim: temperaturas de transformação, grau de deformação, ductilidade, tamanho

de grão entre outras propriedades metalúrgicas. No presente trabalho será realizado um estudo microestrutural da liga Cu-Al com adição de Mn como terceiro elemento.

1.1 OBJETIVOS

- Elaborar uma liga CuAlMn;
- Avaliar as características microestruturais através de ensaios de microscopia óptica e difração de raios X.

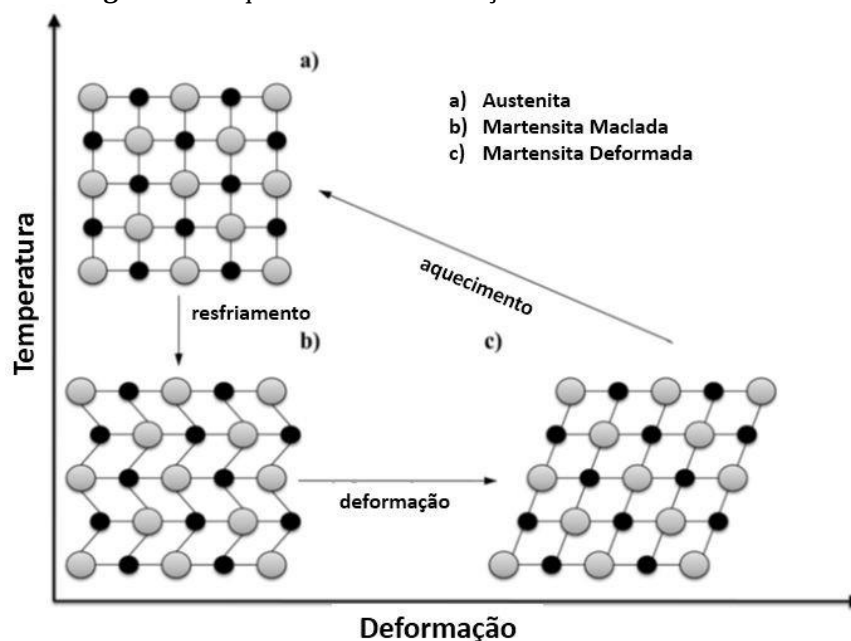
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

As ligas com memória de forma (LMF) são metais que, após sofrerem uma deformação, têm a capacidade de retornar à sua forma original quando a temperatura é modificada. Tais ligas possuem propriedades características, tais como: transformação martensítica, efeito memória de forma e superelasticidade. (CALLISTER, 2008).

2.1.2 Transformação Martensítica

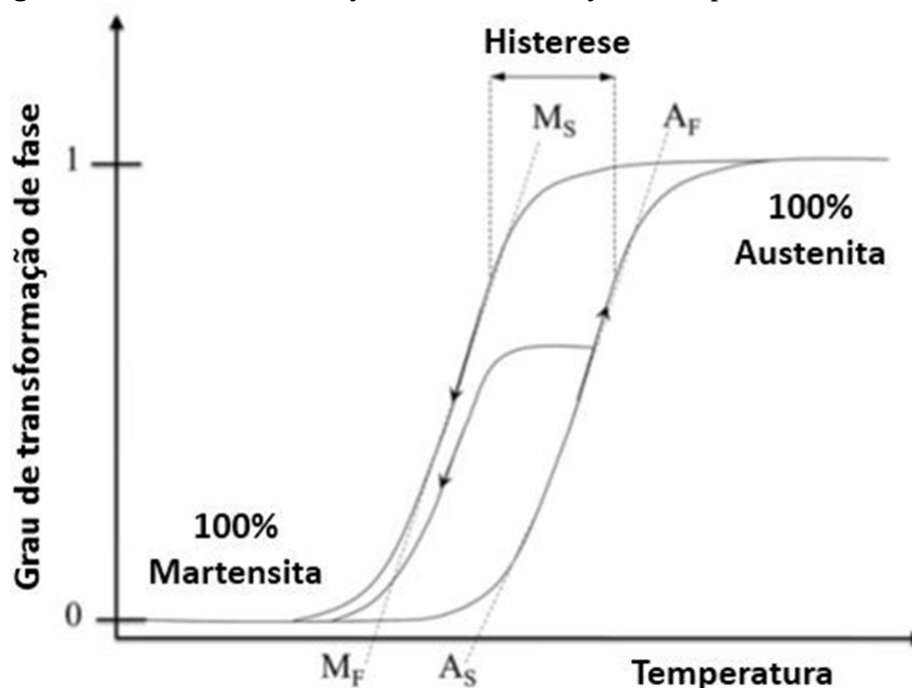
A transformação martensítica é uma transformação de fase no estado sólido que ocorre sem difusão de átomos. Essa transformação é responsável pela mudança de forma entre a fase de alta temperatura denominada austenita (A), e a fase de baixa temperatura chamada martensita (M) (CANBAY; GENC; SEKERCI, 2014). Durante a transformação martensítica, nem a composição química da liga ou a posição dos átomos são alteradas. A conversão da fase austenítica para a fase martensítica começa abaixo da temperatura de início da martensita (M_s). A transformação de fase é reversível e não dependente do tempo, uma vez que só distorce a rede atômica sem causar migração de átomos de longo alcance. Outra forma de obter a transformação martensítica é através da aplicação de tensão. Essa tensão necessária para promover a transformação de fase é chamada de Tensão de Indução Martensítica. A Figura 1 ilustra esses modos de transformação de fase (CANBAY; GENC; SEKERCI, 2014).

Figura 1 - Esquema da transformação martensítica.

Fonte: Czechowicz; Sven Langbein (2015). (Modificada)

Pelo resfriamento da austenita (a) há a formação da martensita maclada (b), que, através do deslizamento das interfaces, transforma-se na martensita deformada (c). A condição maclada ocorre dentro da rede martensítica, onde vários grupos de martensita (variantes martensíticas) surgem com diferentes orientações cristalográficas. Com a deformação do material, as variantes martensíticas passam por um processo de alinhamento, e daí, uma variante passa a predominar na rede. No processo de deformação, a martensita assume interfaces altamente móveis, definidas pela tensão mecânica atuante que alonga o material. Quando aquecido, o reticulado atômico retorna à estrutura austenítica. A transformação de fase não ocorre a uma temperatura específica, mas dentro de um intervalo de temperatura. A Figura 2 ilustra o grau de transformação ocorrido em função da temperatura do material. (CZECHOWICZ; LANGBEIN, 2015)

Figura 2 - Grau de transformação ocorrido em função da temperatura do material.



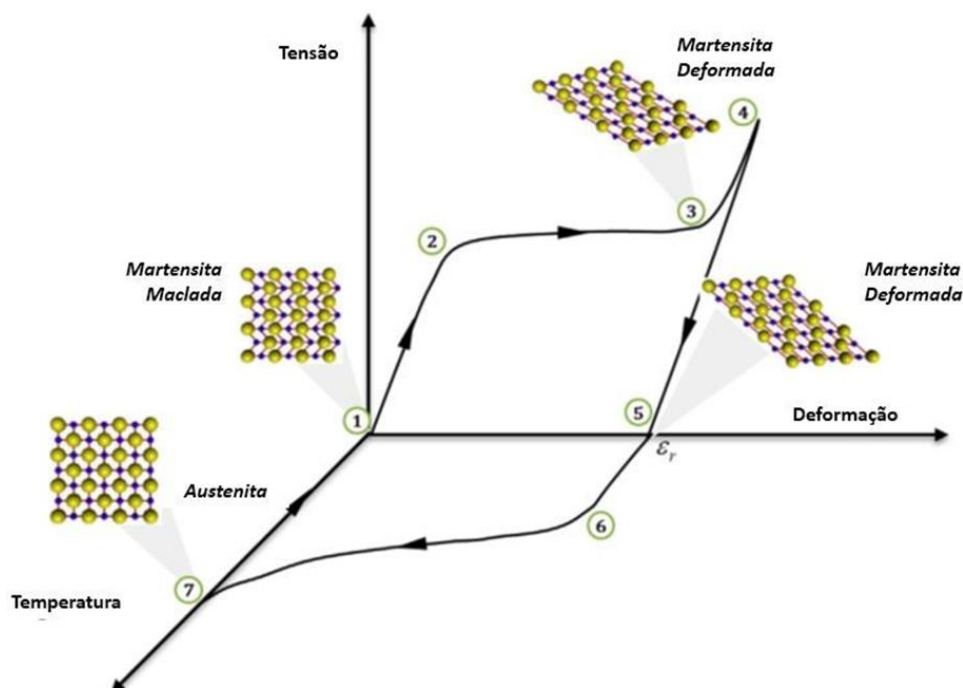
Fonte: Czechowicz; Sven Langbein (2015). (Modificada)

O processo de transformação pode ser descrito pelas quatro temperaturas de transformação de fases, determinadas através de diagramas utilizando-se o método das tangentes. A transformação martensítica começa na temperatura de início da austenita (A_S). A estrutura martensítica é convertida numa estrutura austenítica cúbica de corpo centrado (CCC). Essa transformação é completada na temperatura de fim da austenita (A_F) e o material é completamente austenítico. A transformação reversa começa na temperatura de início da martensita (M_S) e termina na temperatura de fim da martensita (M_F). A histerese é resultado de perdas internas, como atrito e alívio espontâneo de tensão em nível atômico durante a transformação estrutural (CZECHOWICZ; LANGBEIN, 2015).

2.1.2 Efeito Memória de Forma

Numa liga com memória de forma (LMF), o efeito memória de forma (EMF) ocorre após o ciclo de carga-descarga, produzindo uma deformação plástica aparente na liga que, se for aquecida acima de A_F , recupera sua forma original transformando-se na fase austenítica. O EMF está esquematicamente descrito na Figura 3.

Figura 3 - Efeito memória de forma.



Fonte: Leonardo Lecce; Antonio Concilio (2015). (Modificada)

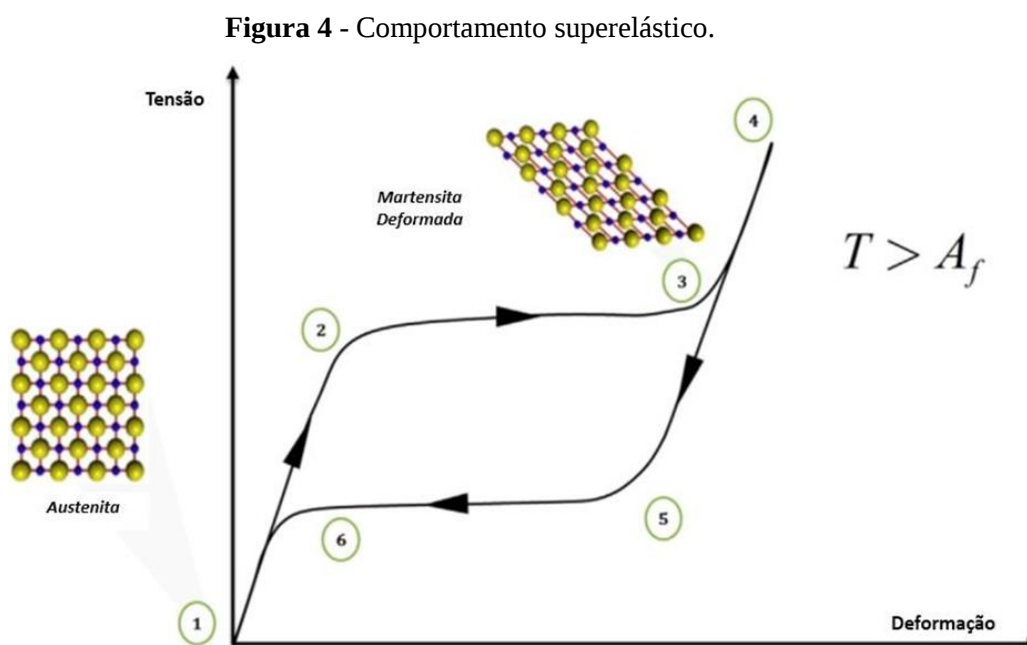
No ponto 1 o material encontra-se a uma determinada temperatura e sem carregamento. Quando o carregamento é iniciado, o material exibe um comportamento linearmente elástico (etapa 1-2), e em seguida as deformações começam a se desenvolver a níveis de tensão aparentemente constantes (etapa 2-3). Mais adiante, um novo comportamento linear elástico é desenvolvido (etapa 3-4). Com o descarregamento, o material tem uma parcela de sua deformação total recuperada, devido à recuperação elástica do material, e a parte remanescente permanece na forma de deformação residual (ϵ_r) (etapa 4-5). Essa deformação residual pode ser recuperada mediante aquecimento até uma temperatura específica (etapa 6-7), e com posterior arrefecimento retorna ao seu estado inicial (7-1).

O EMF é baseado na transformação martensítica. De fato, tal comportamento pode ser interpretado sob o ponto de vista das transformações de fases ocorrentes e da reorientação das variantes martensíticas. Como o EMF ocorre a baixas temperaturas, a microestrutura do material é composta inicialmente pela martensita maclada. Após início do carregamento, quando se atinge um valor crítico (ponto 2), as variantes martensíticas começam a reorientar-se e, concomitantemente, ocorre deformação plástica no material (etapa 2-3). Ao final da etapa 2-3 a martensita encontra-se completamente no estado deformado e adições no carregamento provocarão apenas deformação elástica na nova microestrutura (etapa 3-4). Após o

descarregamento, a deformação macroscópica é mantida devido à orientação estável das variantes martensíticas (ponto 5). Quando o material é aquecido acima de uma temperatura crítica, inicia-se a transformação de fase martensita-austenita, permitindo recuperar a deformação macroscópica até 8% (etapa 6-7). Durante o resfriamento, a transformação de austenita para a martensita ocorre sem carga, portanto, nenhuma alteração macroscópica pode ser observada (etapa 7-1) (LECCE; CONCILIO, 2015).

2.1.3 Superelasticidade

Diferentemente do EMF, que requer mudanças de temperaturas, o efeito superelástico é de natureza isotérmica e envolve o armazenamento de energia potencial. O comportamento superelástico das LMFs está associado com a transformação martensítica induzida por tensão, que pode ocorrer em temperaturas acima de A_f . De fato, a liga pode ser deformada elasticamente em níveis superiores ao normal ao se aplicar uma carga na fase austenítica. O carregamento promove a transformação da austenita para a martensita deformada. Após a descarga, a fase martensítica torna-se instável e transforma-se novamente em austenita, resultando numa recuperação completa da deformação total após a remoção da carga. (CZECHOWICZ; LANGBEIN, 2015). O comportamento superelástico que exibem as LMFs está ilustrado na Figura 4.



Fonte: Leonardo Lecce; Antonio Concilio (2015). (Modificada)

No ponto 1, a microestrutura do material é inicialmente austenítica. Com o início do carregamento, a tensão de indução martensítica é alcançada (ponto 2) e o material começa a transformar-se gradualmente em martensita deformada (etapa 2-3). Depois de completada a transformação, o carregamento adicional promove a deformação elástica dessa fase martensítica (etapa 3-4). Em temperaturas superiores a A_f e com ausência de carregamento, a austenita é a única fase estável. Portanto, com o descarregamento ocorre a transformação reversa martensita-austenita e a deformação macroscópica é recuperada (etapa 4-5-6-1) (LECCE; CONCILIO, 2015).

2.2 LIGAS CU-AL-MN

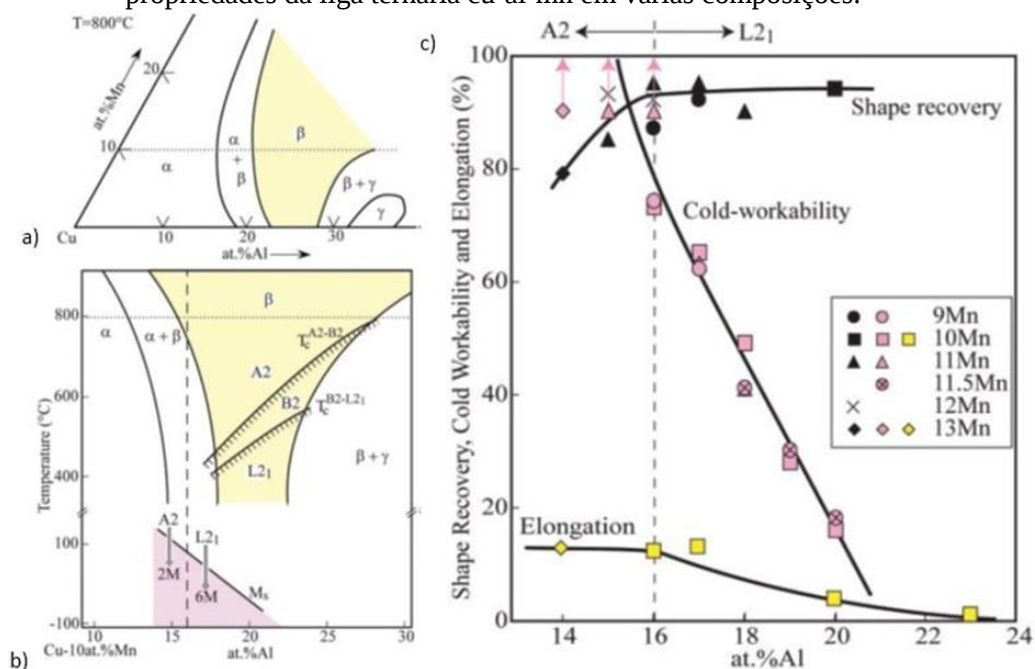
As vantagens das ligas ternárias Cu-Al-Mn, comparadas com metais comuns e outras ligas, são boa resistência mecânica, alta capacidade de amortecimento e EMF. As ligas Cu-Al-Mn são baratas de produzir em relação às ligas NiTi, devido a não necessidade de fundição a vácuo. As temperaturas de transformação podem ser ajustadas de -180°C até 230°C , seja pelo ajuste da composição química, pela adição de elementos quaternários, pelos processos de elaboração da liga ou pelos tratamentos térmicos subsequentes. Para baixos teores de Al, as ligas exibem boas ductilidade e capacidade de trabalho a frio. Adicionalmente, o Mn promove o aumento da fluidez da liga no processo de fundição (MIELCZAREK et al., 2008).

2.2.1 Efeitos dos elementos nas ligas Cu-Al-Mn

2.2.1.1 Alumínio

Diminuições nas concentrações de Al promovem uma queda nas temperaturas de transformação associadas às reações de ordem-desordem do tipo $A2 \rightarrow B2$ e $B2 \rightarrow L21$ na região da fase β . Além disso, em teores menores que 17% de Al (% at.) as ligas exibem ótima ductilidade e alongamento. Esse fato decorre do baixo grau de ordenamento da fase mãe L21. Esse baixo grau de ordenamento também promove um bom nível de recuperação de forma, embora essa recuperação sofra uma ligeira diminuição em ligas com teores de Al que exibam a fase A2 como fase mãe ($\text{Al} < 16\% \text{ at.}$). A Figura 5 ilustra esses fatos.

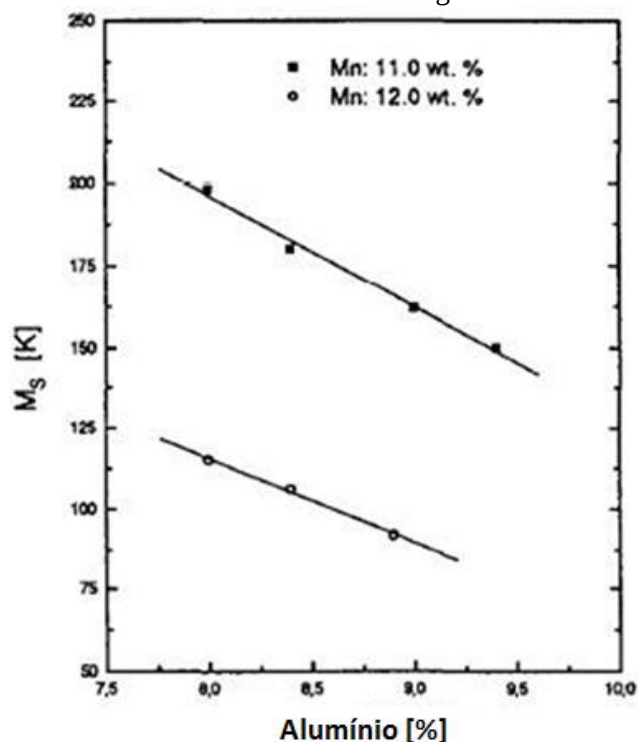
Figura 5 - a) Seção do diagrama isotérmico a 800°C b) Seção vertical de um sistema ternário cu-al-10% at..mn com exibindo transformações de ordem-disordem c) Efeito do teor de al sobre propriedades da liga ternária cu-al-mn em várias composições.



Fonte: Sutou et al. (2008)

ZAK, KNEISSL e ZATULSKIJ (1996) afirmam que a adição de 1% de Al (% em peso) é responsável pela diminuição da temperatura de transformação martensítica M_s em 30K. A Figura 6 ilustra essa afirmação.

Figura 6 - Variação do M_s em função dos teores de alumínio e manganês. variação do M_s em função dos teores de alumínio e manganês.



Fonte: G. Zak et al. (1996). (Modificada).

2.2.1.2 Manganês

Altos conteúdos de Mn promovem um baixo grau de ordenamento na fase de estrutura L21 resultando em ligas com excelente ductilidade. A adição de Mn ao sistema binário Cu-Al estabiliza a fase cúbica de corpo centrado (CCC), isto é, estabiliza a fase β em temperaturas mais baixas e em composições químicas diferentes. As temperaturas de transformação dessas ligas são sensíveis às variações de Mn (MALLIK; SAMPATH, 2009, p. 156).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 ELABORAÇÃO DA LIGA

Neste trabalho foi elaborada a liga policristalina Cu-Al-Mn a partir de elementos de alta pureza (99,99%) na composição $\text{Cu}_{71,8}\text{Al}_{17,0}\text{Mn}_{11,2}$ (% at.). A relação Al/Mn (% at.) foi de, aproximadamente, 1,52. Os elementos foram previamente pesados em uma balança analítica Shimadzu TX323L, presente no Laboratório de Ensaios e Metalografia do Prédio Laboratórios II da UFERSA – Caraúbas. O manganês, antes da pesagem, foi submetido ao processo de decapagem para retirada da camada superficial de óxido. Para isso, uma certa quantidade do elemento foi imersa em uma solução aquosa com ácido nítrico 10%, de composição H_2O -5% HNO_3 (% em volume). A retirada do ataque ácido do material foi realizada por meio de duas lavagens, uma com água e outra com álcool isopropílico, nessa ordem, e logo após foi feita sua secagem com fluxo de ar quente. Em seguida, o manganês foi pesado e levado para o processo de fundição. A liga foi elaborada num forno mufla microprocessado da marca Lucadema, modelo LUCA 2000, em um cadinho de argila-grafite, em uma quantidade de 500g, sob atmosfera ambiente e vazada em um molde de seção retangular com dimensões 120mm de comprimento x 22mm de largura x 40mm de altura.

3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS E CONFEÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

3.2.1 Homogeneização

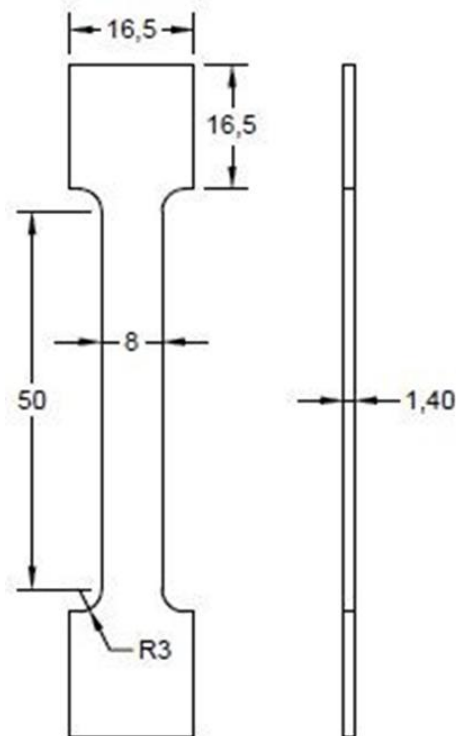
O lingote bruto de fusão foi homogeneizado a 850°C por um período de 12 horas em um forno tipo mufla microprocessado da marca Lucadema, modelo LUCA 2000, e resfriado dentro do próprio forno.

3.2.2 Confeção dos Corpos de Prova (CPs)

A partir do lingote homogeneizado, foram confeccionados corpos de prova (CPs) adaptados. As dimensões dos CPs estão dispostas na Figura 7. No processo de confecção foi

utilizada uma máquina de eletroerosão a fio, modelo Electrocut AR 1300, da Oficina Mecânica da Universidade Federal da Paraíba.

Figura 7 - Dimensões dos cps.



Fonte: (Autoria Própria, 2018).

3.2.3 Têmpera

Na têmpera, os CPs foram aquecidos até uma temperatura de 850°C, onde foram mantidos por 30 min, e em seguida foram resfriados em água à temperatura ambiente.

3.3 CARACTERIZAÇÃO DA LIGA POR MICROSCOPIA ÓPTICA E DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

3.3.1 Microscopia Óptica

A análise microestrutural foi realizada com o auxílio de um microscópio óptico Axiotech 30 da Carl Zeiss no lingote bruto de fusão, nos CPs adaptados e nos CPs após tração. As amostras foram submetidas a lixamento manual com lixas 80, 100, 320, 600 e 1200, seguidas de polimento mecânico em alumina 1µm. Para a visualização dos contornos de grão foi utilizado o método de ataque por esfregação, onde uma porção de algodão foi imersa em um reativo de cloreto de ferro III (5g FeCl₃, 30 ml de HCl fumante 37% e 100ml de H₂O destilada)

e esfregada contra a superfície das amostras. O tamanho de grão das amostras foi realizado através da determinação do comprimento médio do intercepto (DCMI) na direção longitudinal pelo processo de Heyn, descrito pela ASOCIACIÓN MERCOSUR DE NORMALIZACIÓN (2001).

Através da microscopia óptica também foi possível verificar a presença da fase martensítica nos CPs temperados. Para isso, uma amostra foi introduzida em um recipiente contendo uma mistura de álcool etílico absoluto e nitrogênio líquido como meio de resfriamento.

3.3.2 Difração de Raios-X

A identificação das fases no lingote bruto de fusão, nos CPs adaptados e nos CPs tracionados foi realizada através de difração de raios-x. O ensaio foi realizado com o auxílio de um difratômetro da marca Shimadzu, modelo Lab X/XRD-6000, passo de $0,02^\circ$, varredura de 10 a 90° e tempo de passo de $1s$, utilizando a radiação K-alfa do cobre como fonte de radiação monocromática. Os dados gerados no ensaio foram interpretados através do software X'Pert HighScore Plus, sendo possível a coleta do 2θ e do espaçamento interplanar (d_i) referentes aos picos de difração. Essas informações coletadas foram comparadas com o banco de dados de fases e estruturas do aplicativo Crystmet, permitindo a identificação das fases presentes nos CPs. Todas as análises foram realizadas em temperatura ambiente.

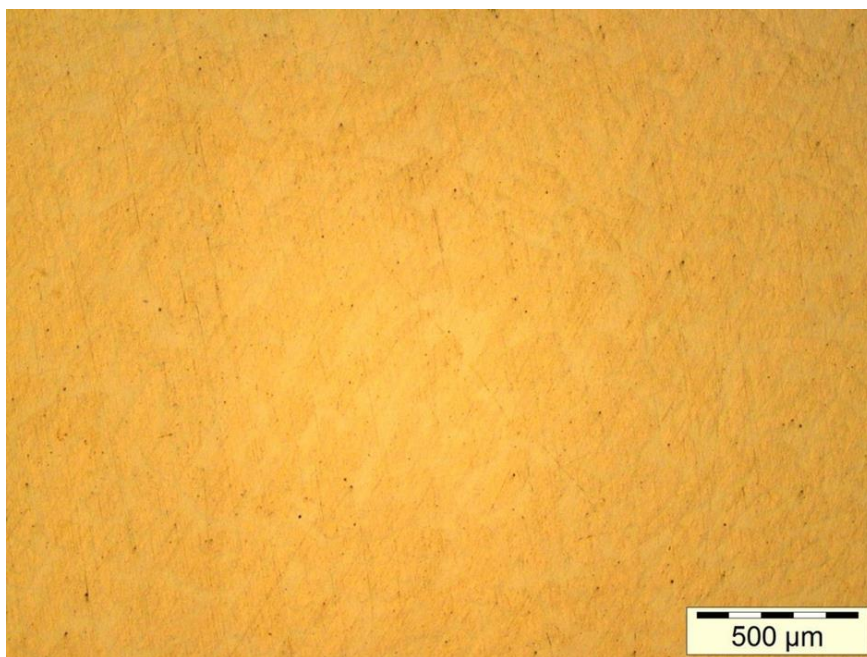
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.2 MICROSCOPIA ÓPTICA

4.2.2 Lingote bruto de fusão

A micrografia obtida do lingote bruto de fusão sem ataque. A Figura 8 apresenta uma morfologia não uniforme, disposta em segmentos claros e escuros, sugerindo a presença de mais de uma fase.

Figura 8 - Micrografia do lingote bruto de fusão sem ataque.



Fonte: (Autoria Própria, 2018).

Na Figura 9, a micrografia da amostra bruta de fusão atacada revela a presença de três tipos de fases distintas: a região clara, a região escura ao fundo e os precipitados sob a forma de esferas no interior dos grãos. Essas fases só serão identificadas nos ensaios de DRX.

Figura 9 - Micrografia do lingote bruto de fusão pós-ataque.



Fonte: (Autoria própria, 2018).

4.2.3 Corpos de Prova Temperados

A análise da micrografia sem ataque, Figura 10, dos corpos de prova temperados, sugere a presença de uma única fase, que será revelada com o ataque químico de cloreto de ferro III, e posteriormente identificadas pelo ensaio de DRX.

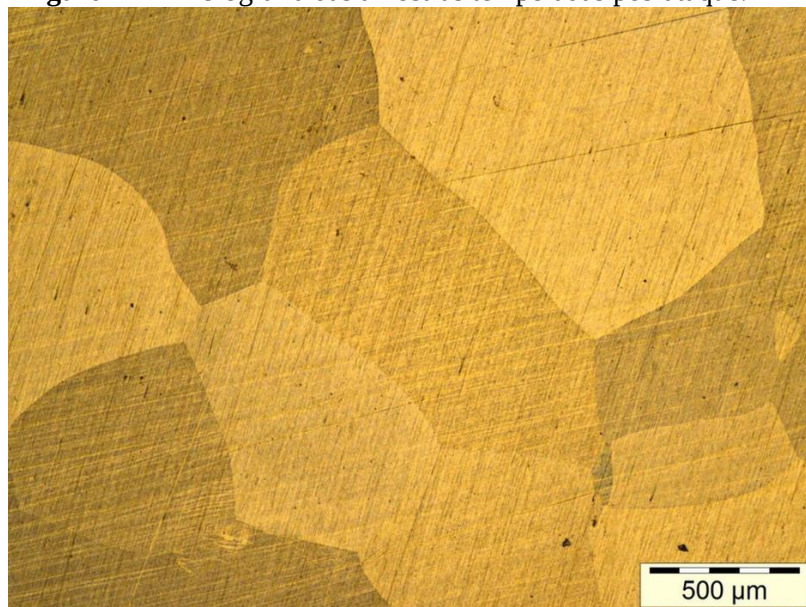
Figura 10 - Micrografia sem ataque das amostras temperadas.



Fonte: (Autoria própria, 2018).

A micrografia da amostra pós-têmpera, a Figura 11 revela a presença da fase austenítica β . Um fator que corrobora com essa ideia é a ausência de plaquetas ou agulhas características da fase martensítica. O tamanho de grão mensurado nas amostras foi de $1,1\mu\text{m}$.

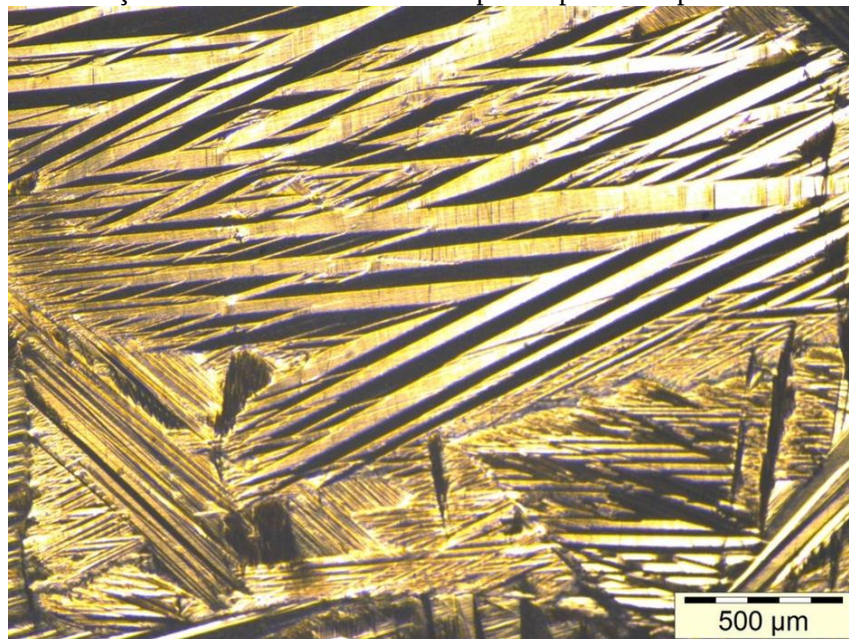
Figura 11 - Micrografia das amostras temperadas pós-ataque.



Fonte: (Autoria própria, 2018).

A micrografia das amostras resfriadas, a Figura 12, revela a presença da fase martensítica sob a forma de agulhas. O aparecimento da fase martensítica confirma a existência do comportamento superelástico no material.

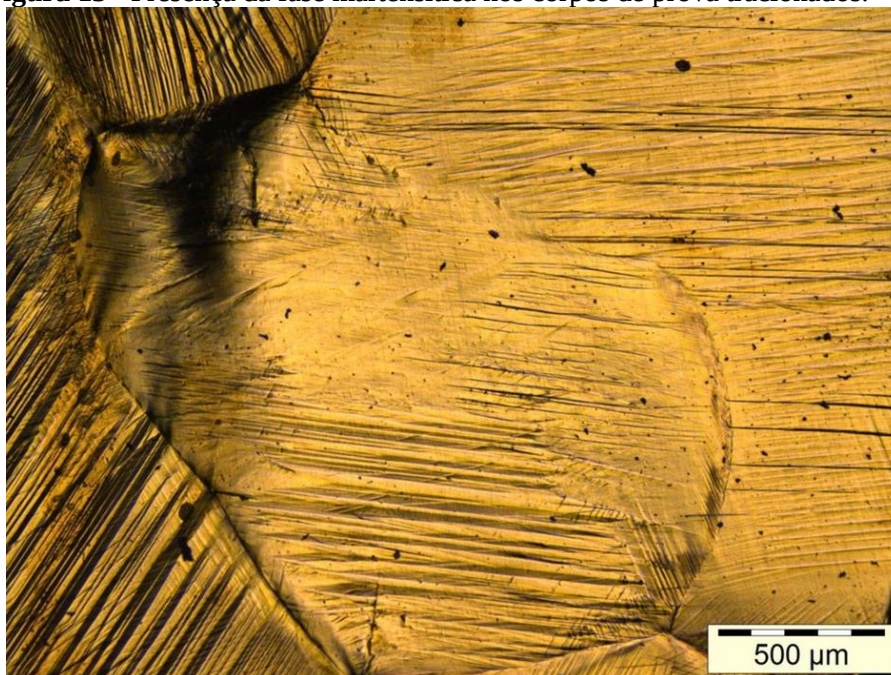
Figura 12 - Presença da fase martensítica nos corpos de prova temperados e resfriados.



Fonte: (Autoria própria, 2018).

Outro caminho para observar a presença da fase martensítica foi a análise microscópica dos corpos de prova provenientes do ensaio de tração após a ruptura. A Figura 13 mostra as agulhas martensíticas retidas no material após o ensaio. Mas será melhor observado nos ensaios de DRX, que nos dirá exatamente quais são as fases presentes na liga.

Figura 13 - Presença da fase martensítica nos corpos de prova tracionados.



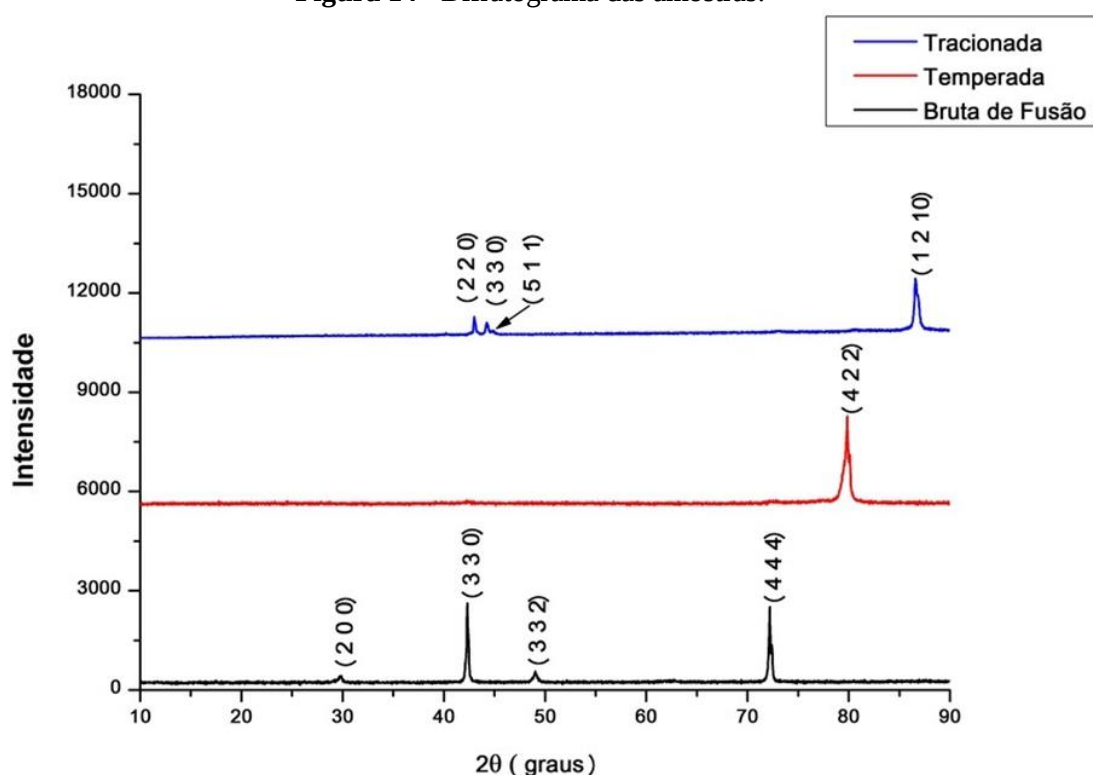
Fonte: (Autoria própria, 2018).

Pode-se observar que com a ruptura o material apresentou mais de uma fase, pois apresenta agulhas e precipitados que só serem identificados nos ensaios de DRX.

4.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A Figura 14 apresenta o difratograma das amostras Bruta de Fusão, Temperada e Tracionada.

Figura 14 - Difratograma das amostras.



Fonte: (Autoria própria, 2018).

Na amostra Bruta de Fusão é possível identificar a fase β , de estrutura L21 e grupo espacial Fm3m, cujo plano de difração é (2 0 0). Os planos (3 0 0) e (3 3 2) são referentes à fase γ , que apresenta estrutura Cu₉Al₄ e grupo espacial P-43m. Uma terceira fase, cujo plano de difração é o (4 4 4), é identificada sob a forma de Al₈Mn₅, de estrutura CCC e grupo espacial I-43m.

Na amostra Temperada é possível notar a supressão das fases existentes na amostra bruta de fusão após a têmpera. A amostra exhibe apenas a fase austenítica β , de estrutura L21 e grupo espacial Fm3m, essa com plano de difração (4 2 2).

A amostra tracionada exhibe a fase β de plano (2 2 0), a fase γ de plano (3 3 0) e a fase martensítica ortorrômbica γ' , de fórmula estrutural AlCu3 e grupo espacial P2mm, sob os planos (5 1 1) e (1 2 10), que representa uma das duas fases martensíticas que podem ser formadas em ligas CuAlMn. Sua sequência de empilhamento, segundo a notação de Ramsdell, é 2H (OBRADÓ et al., 1998, p. 14245).

Então podemos observar que em temperatura ambiente possui fase Austenítica β , a liga apresenta características Superelásticas pois foi identificado ao resfriamento a fase martensítica, e quando tracionada até sua ruptura uma parte da fase martensítica ficou retida no material.

5 CONCLUSÕES

Através deste estudo foi possível concluir que a liga CuAlMn no estado bruto de fusão apresenta, em temperatura ambiente, as fases β , γ e Al₈Mn₅. O processo de têmpera promove a supressão das fases γ e Al₈Mn₅, e exhibe apenas a fase β . Foi possível observar o aparecimento da fase martensítica nos corpos de provas resfriados, indicando o efeito superelástico na liga e após a ruptura, comprovando existência da superelasticidade no material. Através do ensaio de DRX conseguiu-se a identificação das fases no lingote bruto de fusão, nos CPs adaptados e nos CPs tracionados.

REFERÊNCIAS

ALCÂNTARA, C. C. de. **INFLUÊNCIA DO CRESCIMENTO ANORMAL DE GRÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LIGAS SUPERELÁSTICAS CuAlMnTiB e CuAlMn**. 2017. 67 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Federal da Paraíba.

ASOCIACIÓN MERCOSUR DE NORMALIZACIÓN. NM241:2001 - Determinação do tamanho de grão em materiais metálicos. 2001.

AZEVEDO, M. R. D. **ESTUDO DO SISTEMA DE LIGAS Cu-Al PASSÍVEIS DO EFEITO MEMÓRIA DE FORMA**. 2011. Monografia (Bacharel em Ciência e Tecnologia) — Universidade Federal Rural do Semi-Árido - UFRSA.

BUEHLER, W. J.; GILFRICH, J. W.; WILLEY, R. C. **Effect of low temperature phase changes on the mechanical properties of alloys near composition TiNi**. J. Appl. Phys, n. 34, p. None – 1475, 1963.

CALLISTER, W. D. *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. 7. ed. LTC, 2008. ISBN 978-85-216-1595-8.

CANBAY, C. A.; GENC, Z. K.; SEKERCI, M. **Thermal and structural characterization of Cu–Al–Mn–X (Ti, Ni) shape memory alloys**. *Applied Physics: Materials Science & Processing*, A, n. 115, p. 371 – 377, Apr 2014.

CZECHOWICZ, A.; LANGBEIN, S. **Shape Memory Alloy Valves: Basics, Potentials, Design**. Springer, 2015. ISBN 978-3-319-19081-5.

LECCE, L.; CONCILIO, A. **Shape Memory Alloy ENGINEERING for Aerospace, Structural and Biomedical Applications**. : Elsevier, 2015. ISBN 978-0-08-099920-3.

MALLIK, U.; SAMPATH, V. **Influence of quaternary alloying additions on transformation temperatures and shape memory properties of Cu-Al-Mn shape memory alloy**. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 469, p. 156 – 163, Feb 2009. ISSN 0925-8388.

MIELCZAREK, A. et al. **Mechanical and fatigue properties of Cu - Al - Mn shape memory alloys with influence of mechanical cycling on amplitude dependence of internal friction at room temperature**. *Solid State Phenomena*, v. 137, p. 145 – 154, Mar 2008.

OBRADÓ, E. et al. **Order-disorder transitions of Cu-Al-Mn shape-memory alloys**. *PHYSICAL REVIEW B*, v. 58, n. 21, p. 14 245 – 14 255, 1998.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. **Shape memory materials**. University Press, 1998.

PINA, E. A. C. de. **ESTUDO DA ESTABILIZAÇÃO NA LIGA Cu-Al-Mn COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA**. 2006. 69 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Federal de Pernambuco.

SUTOU, Y. et al. Ductile Cu–Al–Mn based shape memory alloys: general properties and applications. **Materials Science and Technology**, v. 24, n. 8, p. 896 – 901, 2008.

ZAK, G.; KNEISSL, A.; ZATULSKIJ, G. SHAPE MEMORY EFFECT IN CRYOGENIC Cu-Al-Mn ALLOYS. *Scripta Materialia*, v. 34, n. 3, p. 363 – 367, 1996. Software CRYSMET