



UNIVERSIDADE FEDERAL RURAL DO SEMI-ÁRIDO
CAMPUS CARÚBAS
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

MARCOS BARBOSA DOS ANJOS FILHO

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE LIGAS Cu-Al-Mn
PASSÍVEIS DO EFEITO MEMÓRIA DE FORMA ENVELHECIDAS**

CARAÚBAS/RN

2018

MARCOS BARBOSA DOS ANJOS FILHO

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE LIGAS Cu-Al-Mn
PASSÍVEIS DO EFEITO MEMÓRIA DE FORMA ENVELHECIDAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado a Universidade Federal Rural do Semi-Árido - UFERSA Campus Caraúbas, para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica

Orientador: Prof. Me. Carlos Cássio de Alcântara - UFERSA

CARAÚBAS/RN

2018

© 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 tomar-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.

F478c Filho, Marcos Barbosa dos Anjos.
Caracterização Mecânica e Microestrutural de
Ligas Cu-Al-Mn Passíveis do Efeito Memória de
Forma Envelhecidas / Marcos Barbosa dos Anjos
Filho. - 2018.
46 f. : il.

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

1. Efeito memória de forma. 2. Envelhecimen-
to. 3. Dureza Brinell. I. Alcântara, Carlos Cás-
sio de, orient. II. Título.

MARCOS BARBOSA DOS ANJOS FILHO

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE LIGAS Cu-Al-Mn PASSÍVEIS DO EFEITO MEMÓRIA DE FORMA ENVELHECIDAS

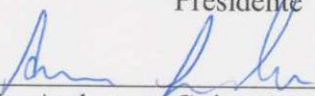
Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado a Universidade Federal
Rural do Semi-Árido - UFERSA
Campus Caraúbas, para obtenção do
título de Bacharel em Engenharia
Mecânica

APROVADO EM: 13/09/2018

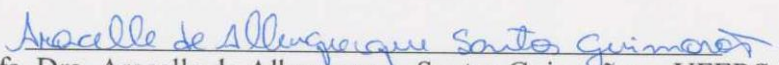
BANCA EXAMINADORA



Prof. Me. Carlos Cássio de Alcântara - UFERSA
Presidente



Prof. Me. Andersson Guimarães Oliveira – UFERSA
Primeiro Membro



Profa. Dra. Aracelle de Albuquerque Santos Guimarães – UFERSA
Segundo Membro

*Aos meus pais, **Edna Maria Felipe dos Anjos** e **Marcos Barbosa dos Anjos**, que me ajudaram e me apoiaram até aqui, e mesmo com dificuldades não pouparam esforços para que eu pudesse estudar e prosseguisse em busca de um futuro melhor.*

*A meu irmão **Samuel Felipe dos Anjos**, pelo carinho, apoio e pela compreensão nos momentos de ausência.*

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus, o dono da minha vida, por ter me ajudado em todos os momentos que precisei e pela sua proteção divina que tem me guardado desde sempre, tudo que sou e consegui foi graças a Ele.

Aos meus pais Edna Maria Felipe dos Anjos e Marcos Barbosa dos Anjos, pelo incentivo e apoio durante todo esse tempo, pelos momentos de carinho, amor e paciência comigo. Agradeço pelo esforço para investir em minha educação e por sempre acreditarem em mim.

A meu irmão Samuel Felipe dos Anjos, por todo carinho e companheirismo.

Aos meus avós maternos, Ireusa Felipe de Oliveira e Raimundo Câmara de Oliveira, e a minha avó paterna, Heloisa de Souza dos Anjos, por todo amor, carinho e incentivo durante todo tempo.

A todos da minha família, tias, tios, primos e primas que torceram por mim e contribuíram de alguma forma nessa jornada.

A todos os amigos que conheci durante esse tempo na Universidade, Esdras Mansur, Guilherme Alves, José Jesu, Ramom Marques, Isaac Fernandes, Diego Medeiros, Elisson David, Kenned Rossino, Pedro Henrique, Edom Jobabe, Enilson Sousa, Jairo Luís, Alane Farias, Pedro Verde, entre outros que tive oportunidade de conhecer, quero agradecer pelo companheirismo, convivência e ajuda durante os momentos de dificuldades que enfrentamos juntos durante essa difícil caminhada.

Ao meu orientador Prof. Me. Carlos Cássio de Alcântara, pela ajuda, dedicação e paciência na elaboração desse trabalho.

Também gostaria de agradecer a Samir Adson, técnico do laboratório de mecânica, pela ajuda, paciência e contribuição na realização do trabalho.

Aos membros da bancada, Prof. Me. Andersson Guimarães Oliveira e Profa. Dra. Aracelle de Albuquerque Santos Guimarães, pela atenção e contribuição com este trabalho.

RESUMO

As ligas Cu- 82,75% - Al- 9,75% - Mn- 8,1% e Cu- 81,55% - Al- 9,75% - Mn- 8,1% - Ti- 0,5% - B- 0,1% (% em peso), foram elaboradas sem utilização de atmosfera de proteção. Após a elaboração das ligas, as mesmas foram homogeneizadas e temperadas para ativar o efeito de memória de forma. Ao fim desse processo, as ligas foram envelhecidas. A influência do tempo de envelhecimento nas amostras foi estudada através de caracterização por microscopia óptica e ensaio de dureza Brinell. Os resultados obtidos permitiram concluir que as duas ligas temperadas apresentavam estrutura martensítica e, quando submetidas ao envelhecimento houve uma redução na quantidade de martensita presente do grão, além de um aumento notável na dureza das ligas.

Palavras-chave: Efeito de memória de forma. Envelhecimento. Dureza Brinell.

ABSTRACT

The alloys Cu- 82.75% -Al- 9.75% - Mn- 8.1% and Cu- 81.55% - Al- 9.75% - Mn- 8.1% - Ti- 0.5% - B- 0,1% (% by weight) were prepared without the use of protective atmosphere. After the alloys were elaborated, they were homogenized and tempered to activate the shape memory effect. At the end of this process, the alloys were aged. The influence of the aging time on the samples was studied by characterization by optical microscopy and Brinell hardness test. The obtained results allowed to conclude that the two tempered alloys had a martensitic structure and, when subjected to aging, there was a reduction in the amount of martensite present in the grain, besides a remarkable increase in the hardness of the alloys.

Keywords: Shape memory effect. Aging. Brinell hardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Transformações de fases induzidas por temperatura sem a aplicação de carga	18
Figura 2 - Representação esquemática mostrando a deformação na fase martensítica após aplicação de carga.....	19
Figura 3 - Esquemática do efeito de memória de forma	19
Figura 4 - Ilustração do efeito memória de forma de único caminho em uma mola helicoidal	20
Figura 5- Ilustração do efeito memória de forma de dois caminhos	21
Figura 6 - Ciclo de carregamento pseudo-elástico em ligas de memória de forma.....	22
Figura 7- Classificação das famílias das ligas a base de cobre	23
Figura 8 - Diagrama binário das fases de equilíbrio do sistema Cu-Al.....	23
Figura 9 - Variação do Ms da composição do alumínio e do manganês	25
Figura 10 - Esquema de tratamento térmico de envelhecimento.....	26
Figura 11 - Dureza da liga metálica em função do tempo de envelhecimento.....	27
Figura 12 – Representação esquemática do ensaio de dureza Brinell	28
Figura 13 – Durômetro do Laboratório de Ensaios e Metalografia da UFERSA – Caraúbas..	32
Figura 14 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn Temperada. Aumento a) 5x b) 10x c) 50x.....	33
Figura 15 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 1h. Aumento a) 5x. b) 50x.	34
Figura 16 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 3h. Aumento a) 10x b) 50x.	35
Figura 17 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 5h. Aumento a) 5x b) 20x c) 100x.	35
Figura 18 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Temperada. Aumento. a) 5x. b) 10x c) 50x d) 100x.....	38
Figura 19 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 1h. Aumento a) 5x b) 50x c) 100x.	39
Figura 20 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 3h. Aumento a) 5x b) 50x c) 100x.	39
Figura 21 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 5h. Aumento a) 5x b) 50x c) 100x.	40

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Fatores de carga para diferentes materiais	29
Tabela 2 - Diâmetro de esferas e valores de carga em função do fator de carga escolhido	29
Tabela 3 - Composição em peso das ligas	30
Tabela 4 - Composição da liga mãe.....	31
Tabela 5 – Dureza da Liga Cu-Al-Mn Temperada.....	36
Tabela 6 – Dureza da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 1h.....	36
Tabela 7 – Dureza da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 3h.....	37
Tabela 8 – Dureza da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 5h.....	37
Tabela 9 - Dureza da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Temperada.....	41
Tabela 10 - Dureza da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 1h.....	41
Tabela 11 - Dureza da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 3h.....	42
Tabela 12 - Dureza da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 5h.....	42

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Curva de dureza da liga Cu-Al-Mn	37
Gráfico 2 – Curva de dureza da liga Cu-Al-Mn-Ti-B	42
Gráfico 3 - Comparativo entre as curvas de dureza das ligas.....	43

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

% - Porcentagem

°C – Grau Celsius

Ac – Área da calota esférica

Af – Temperatura Austenítica Final

Al – Alumínio

As – Temperatura Austenítica Inicial

B - Boro

Be – Berílio

CCC – Cúbica de Corpo Centrado

Cu – Cobre

D – Diâmetro da esfera do penetrador

d – Diâmetro médio da calota esférica

EMF – Efeito Memória de Forma

HB – Hardness Brinell

h – Profundidade da calota esférica

K – Kelvin

LMF – Ligas com Memória de Forma

Mf – Temperatura Martensítica Final

Mn - Manganês

Ms – Temperatura Martensítica Inicial

Ni – Níquel

P – Carga de impressão aplicada

SMA – Shape Memory Alloys

T – Temperatura

t - Tempo

Ti - Titânio

α – Fase Cristalina

β – Fase Cristalina

γ – Fase Cristalina

ϵ - Deformação

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	Objetivos	16
1.1.1	Objetivo Geral	16
1.1.2	Objetivos Específicos	16
2	REFERENCIAL TEÓRICO	17
2.1	Ligas de Memória de Forma	17
2.2	Efeito de Memória de Forma	18
2.2.1	Efeito de memória de forma de único caminho (One Way Effect)	20
2.2.2	Efeito de memória de forma de dois caminhos (Two Way Effect)	20
2.3	Superelasticidade	21
2.4	Ligas com memória de forma a base de cobre	22
2.5	Efeito dos Elementos nas Ligas Cu-Al-Mn	24
2.5.1	Alumínio	24
2.5.2	Manganês	24
2.5.3	Titânio	25
2.6	Tratamento térmico de envelhecimento	25
2.7	Ensaio de dureza Brinell	27
3	METODOLOGIA	30
3.1	Elaboração das ligas	30
3.2	Tratamentos térmicos de homogeneização e têmpera	31
3.3	Tratamento térmico de envelhecimento	31
3.4	Caracterização das ligas por microscopia óptica	31
3.5	Ensaio de dureza	32
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	33
4.1	Liga Cu-Al-Mn	33

4.1.1	Caracterização das Ligas por Microscopia Óptica	33
4.1.2	Ensaio de Dureza Brinell	36
4.2	Liga Cu-Al-Mn-Ti-B.....	37
4.2.1	Caracterização das Ligas por Microscopia Óptica	37
4.2.2	Ensaio de Dureza Brinell	41
5	CONCLUSÃO.....	44
6	REFERÊNCIAS	45

1 INTRODUÇÃO

As ligas com memória de forma (LMF), do inglês *Shape Memory Alloys* (SMA), são ligas metálicas que tem sido extensivamente estudadas, nos últimos anos, para utilização em diversos campos de aplicação. Segundo Nava (2013), “As SMA’s constituem um grupo de materiais metálicos capazes de recuperar a forma original (efeito memória de forma) pela imposição de um campo de temperatura, devido as transformações de fase induzidas no material e as propriedades termoelásticas de superelasticidade” (apud Otsuka, Waiman, 1998).

Podemos destacar aqui as ligas, Ni-Ti, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Be e Cu-Al-Mn, como as ligas mais utilizadas. Dentre estas as ligas Ni-Ti, são as que possuem melhores propriedades termoelásticas e que em particular, são amplamente utilizadas em muitas aplicações de engenharia e biomédicas. Algumas das desvantagens que essas ligas sofrem são baixas temperaturas de transformação, dificuldade na produção e processamento e alto custo. Por outro lado, as ligas com memória de forma baseadas em cobre são mais fáceis para produzir, processar e são menos onerosas (CALUÊTE, 2012). Portanto se faz necessário desenvolver ligas Cu-Al com propriedades que permitam a sua utilização nas mais diversas áreas.

O envelhecimento é um tratamento térmico que promove o aumento da dureza no material através da precipitação, entretanto sua utilização em ligas com memória de forma é limitada, tendo pouca informação disponível na literatura. Daí a importância de se obterem mais informações e resultados para essa aplicação. No presente trabalho será estudado o efeito do tempo de envelhecimento na dureza e microestrutura de ligas com e sem a presença de refinadores.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

Relacionar a influência do tempo de envelhecimento na microestrutura e dureza das ligas CuAlMn com e sem refinadores.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Elaborar as ligas CuAlMn através de processo convencional de fundição com e sem a adição de elementos refinadores;
- Obter grãos refinados nas ligas CuAlMn com refinadores;
- Avaliar a dureza nas ligas submetidas ao tratamento de envelhecimento;
- Caracterizar a microestrutura das ligas através de microscopia óptica.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 Ligas de Memória de Forma

As ligas com memória de forma (LMF) são materiais que apresentam a capacidade de regressar a sua forma original, quando impostas a um processo termomecânico apropriado. Estas ligas possuem duas propriedades principais: o efeito de memória de forma e a pseudo-elasticidade.

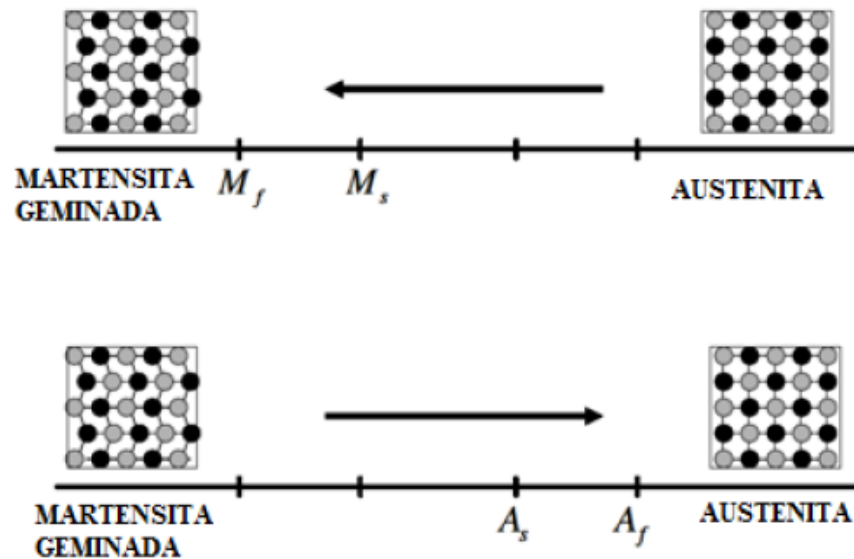
Tanto o efeito de memória de forma como a superelasticidade são possíveis devido as características desses materiais, que permitem uma transformação de fase sólido-sólido (que ocorre em um estado sólido metaestável) ou mudança da estrutura cristalina. Nesses casos ocorre um rearranjo atômico (OLIVEIRA, 2009).

As ligas com memória de forma possuem duas fases sólidas, que apresentam estrutura cristalina e propriedades diferentes. Uma fase de alta temperatura chamada austenita (A) e uma outra fase em baixa temperatura chamada martensita (M). A fase austenita, normalmente apresenta estrutura cúbica, enquanto a fase martensita, pode apresentar estrutura tetragonal, ortorrômbica ou monoclínica (ZANABONI, 2008).

A transformação de uma estrutura para outra ocorre pela distorção da rede cristalina provocada pelo cisalhamento, sem que haja difusão dos átomos. Logo, os átomos não se movimentam a longas distâncias, e não há modificação na composição química do material. Portanto a concentração dos elementos na fase martensítica é igual a concentração na fase austenítica (OLIVEIRA, 2009).

Na ausência da aplicação de uma carga, com o resfriamento, a estrutura do cristal muda de austenita para martensita. Essa mudança pode ser chamada de transformação martensítica. O rearranjo da orientação do cristal martensítico ocorre resultando em martensita germinada. Se o material for aquecido a partir da fase martensita, a estrutura cristalina retorna para fase austenita, essa mudança é chamada de transformação inversa (CALUÊTE, 2012). A Figura 1 ilustra ambas as transformações.

Figura 1 - Transformações de fases induzidas por temperatura sem a aplicação de carga



Fonte: Adaptado de Lagoudas 2008

As mudanças de fases estão relacionadas com quatro temperaturas:

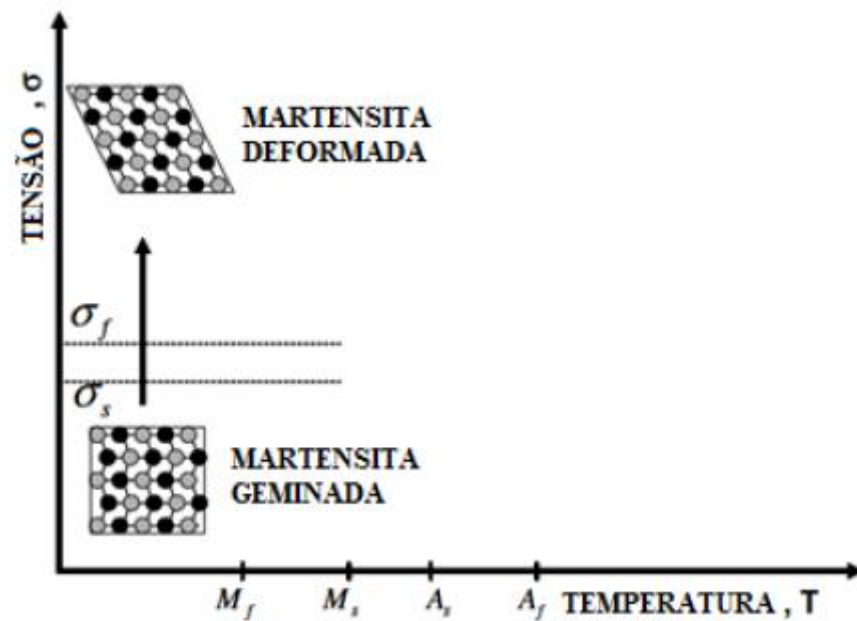
- M_s – Temperatura Martensítica Inicial
- M_f - Temperatura Martensítica Final
- A_s – Temperatura Austenítica Inicial
- A_f - Temperatura Austenítica Final

Durante a transformação martensítica, sob nenhuma carga, sua transformação em martensita geminada começa em uma temperatura M_s e completa a transformação para martensita geminada em M_f . Do mesmo modo, durante o aquecimento, a transformação reversa se inicia com uma temperatura A_s e está completa com A_f .

2.2 Efeito de Memória de Forma

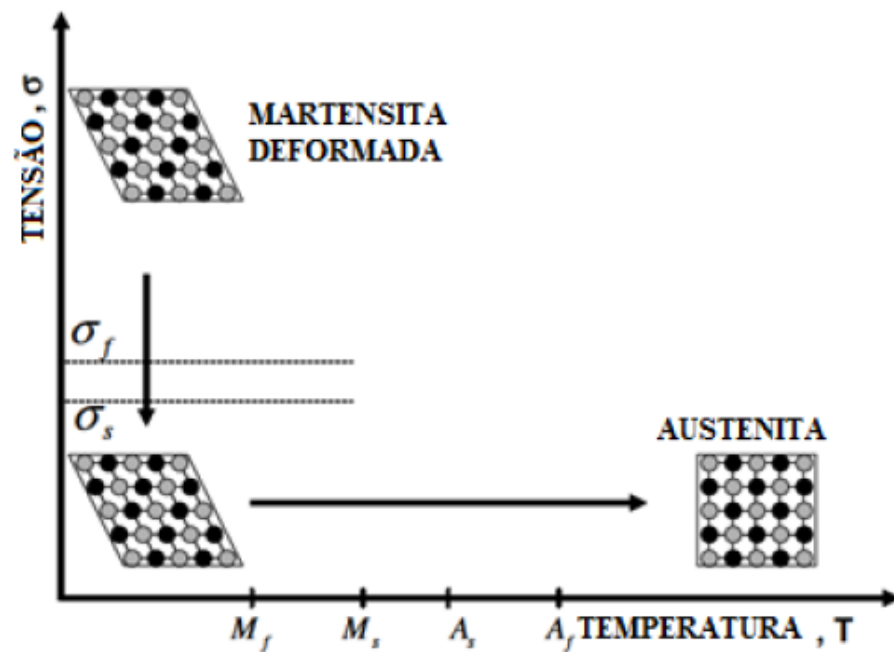
Se aplicarmos uma carga no material a baixa temperatura, é possível deformar a martensita pela orientação do cristal martensítico, como mostrado na Figura 2. Provocando uma deformação de ordem macroscópica, mantendo a configuração, mesmo após cessar a aplicação da carga. Se essa liga for submetida a um aquecimento com temperatura acima de A_f , toda a fase sólida que antes era martensita, irá se transformar em austenita fazendo o material retomar a sua forma original (Figura 3). Se está liga for resfriada a uma temperatura abaixo de M_f , a fase mudará de austenita para martensita germinada novamente, sem que ocorra mudança de forma. Esse fenômeno recebe o nome de Efeito de Memória de Forma (EMF).

Figura 2 - Representação esquemática mostrando a deformação na fase martensítica após aplicação de carga



Fonte: Adaptado de Lagoudas 2008

Figura 3 - Esquematização do efeito de memória de forma



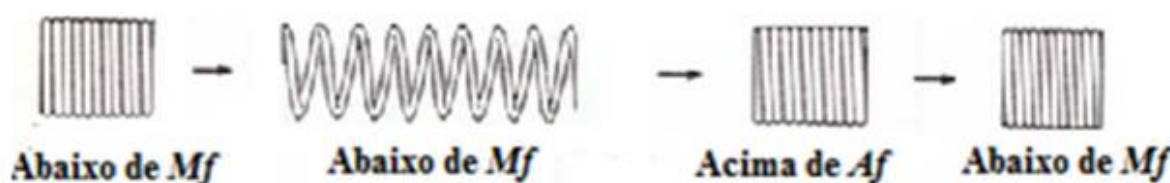
Fonte: Adaptado de Lagoudas 2008

2.2.1 Efeito de memória de forma de único caminho (*One Way Effect*)

No estado martensítico, o material pode ser facilmente deformado, com a aplicação de uma carga, em uma temperatura abaixo de M_f . Com uma única restrição, que a deformação não pode ultrapassar certo limite de deformação, geralmente até 8%, sendo abrangido pela reorientação das variantes martensíticas, que leva a uma remanescente deformação, mas que não é plástica (SCHWARTZ, 2009).

Com o aquecimento da amostra, pode-se remover a deformação da mesma fazendo retorná-la a sua forma original, ilustrado na Figura 4. Este fenômeno é chamado de efeito memória de forma de único caminho (*One Way Effect*), já que apenas a forma original do material é memorizada.

Figura 4 - Ilustração do efeito memória de forma de único caminho em uma mola helicoidal

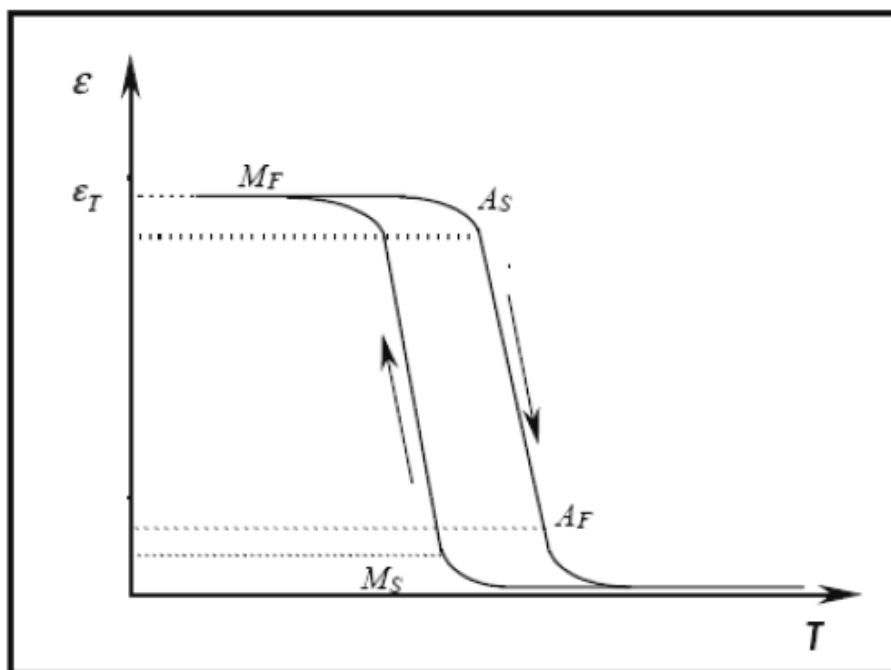


Fonte: Adaptado de Zhao 2006

2.2.2 Efeito de memória de forma de dois caminhos (*Two Way Effect*)

As ligas com memória de forma podem lembrar tanto a sua forma em baixa temperatura, onde o material é martensítico, como também a forma em alta temperatura, fase austenítica, chamamos esse fenômeno de efeito de memória de forma duplo. Esse efeito corresponde a uma mudança de forma espontânea e reversível durante o curso da transformação martensítica induzida termicamente, sem a aplicação de solicitações externas como mostrado na Figura 5. Este comportamento pode ser obtido após um tratamento termomecânico, que podemos chamar de tratamento termomecânico de educação. Normalmente consiste na repetição de ciclos térmicos submetidos a um carregamento estático entre as temperaturas de transformação críticas. Um material dotado do efeito memória de forma e educado para apresentar o efeito memória de forma reversível apresentará em uma temperatura $T > A_f$ uma deformação ϵ_T , enquanto que em uma temperatura $T < M_F$ uma deformação nula (OLIVEIRA, 2009).

Figura 5- Ilustração do efeito memória de forma de dois caminhos

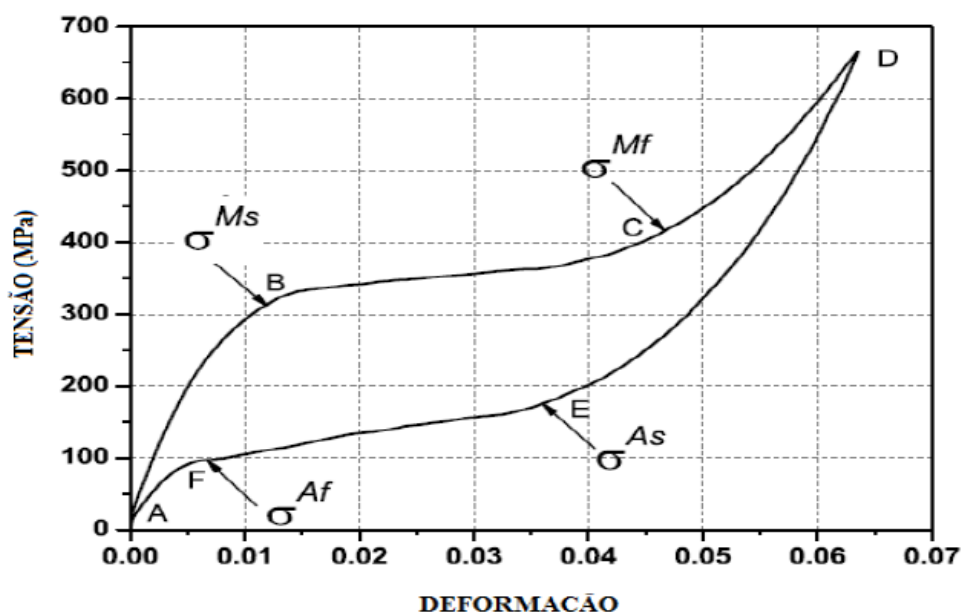


Fonte: Gonzalez 2002

2.3 Superelasticidade

Esse efeito também chamado de pseudo-elasticidade, está relacionado com os materiais que conseguem recuperar suas formas isotermicamente para produzir o efeito de memória de forma. Se considerarmos um material com temperatura superior a A_f , nesta condição a fase austenítica é estável. Quando aplicamos um carregamento, o material se comporta elasticamente até alcançar uma tensão crítica, onde se inicia a transformação da fase austenita para martensita, ao fim da transformação o material estará na fase martensita deformada. Após o descarregamento, o material sofre uma transformação inversa, pois para temperatura acima de A_f a austenita é a fase estável na ausência de força externa. A Figura 6 abaixo, mostra uma curva tensão vs deformação para um material com efeito de memória de forma.

Figura 6 - Ciclo de carregamento pseudo-elástico em ligas de memória de forma



Fonte: Adaptado de Lagoudas 2008

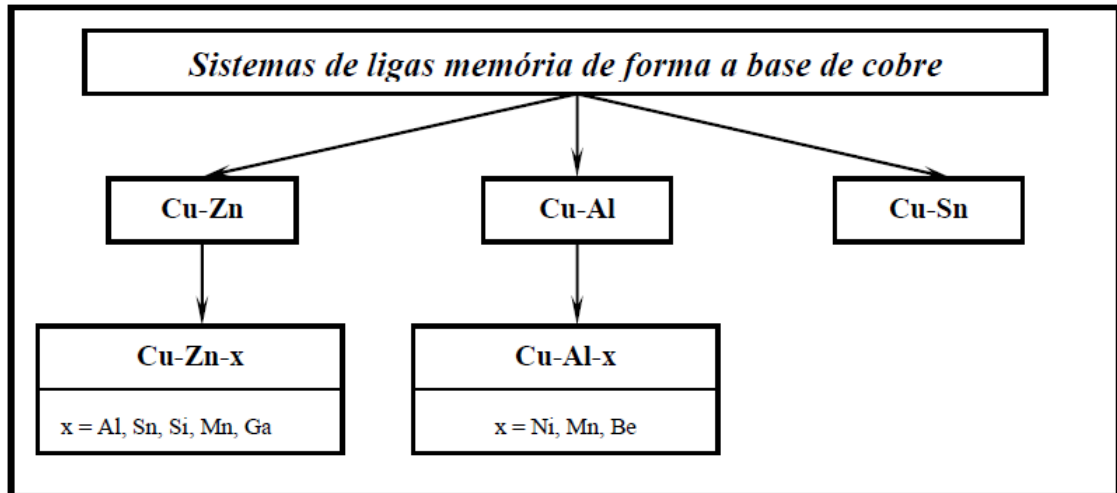
2.4 Ligas com memória de forma à base de cobre

A partir dos meados dos anos 70, um grupo de ligas a base de cobre tornou-se importante pelo seu potencial como novos materiais funcionais em substituição as ligas Ti- Ni que custam dez vezes mais.

As ligas à base de cobre que apresentam o efeito memória de forma (EMF) recebem atenção especial, por causa de suas elevadas propriedades de memorização de forma, pseudoelasticidade e pela capacidade de amortecimento, onde estas propriedades estão associadas à transformação martensítica (OTSUKA e WAYMAN, 1998). A Figura 7 apresenta a classificação das famílias das ligas baseadas em cobre em relação aos sistemas binários. Na Figura 8, é mostrado o diagrama de fase para ligas do sistema Cu-Al. O sistema Cu-Al apresenta uma fase β desordenada com uma estrutura cristalina CCC, que é estável em altas temperaturas, sua temperatura eutética é 565°C (833 K) para uma relação de concentração elétrons/átomos (e/a) de 1,479, com 11,8 % em peso de Al. A fase β (CCC) sofre uma decomposição eutetóide nas fases de equilíbrio α e γ_2 , podendo ser retida abaixo da região de estabilidade por meio de resfriamento rápido. A temperatura de início da martensita MS ocorre a uma temperatura aci-

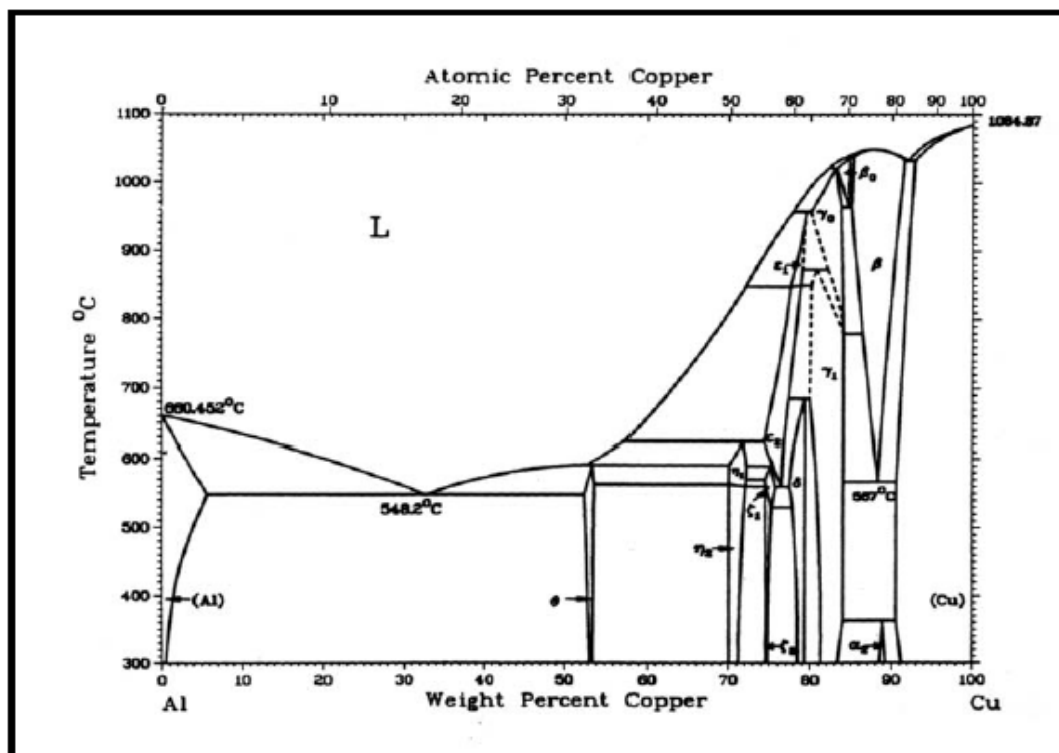
ma de 100°C (373K), esta temperatura aumenta com a diminuição do teor de Al (CÂNDIDO, 2010).

Figura 7- Classificação das famílias das ligas a base de cobre



Fonte: Pina 2006

Figura 8 - Diagrama binário das fases de equilíbrio do sistema Cu-Al



Fonte: Gonzalez 2002

Ainda é possível a adição de um terceiro elemento nas ligas do sistema Cu-Al, com atenção especial nesse trabalho, para o titânio e o manganês. Os mais comuns são: berílio, níquel e manganês. Eles provocam importantes mudanças sobre a estrutura cristalina e sobre as propriedades mecânicas.

2.5 Efeito dos Elementos das Ligas Cu-Al-Mn

2.5.1 Alumínio

As ligas Cu-Al-Ni, apresentam uma sensibilidade a variação da concentração de Al se for mantido fixo a concentração de Ni. Mesmo que as temperaturas de transformação diminuam com o aumento do teor de Ni mantendo-se fixo o teor de Al, essa diminuição é mais baixa a verificada com a variação do teor de Al (OTSUKA, WAIMAN, 1988).

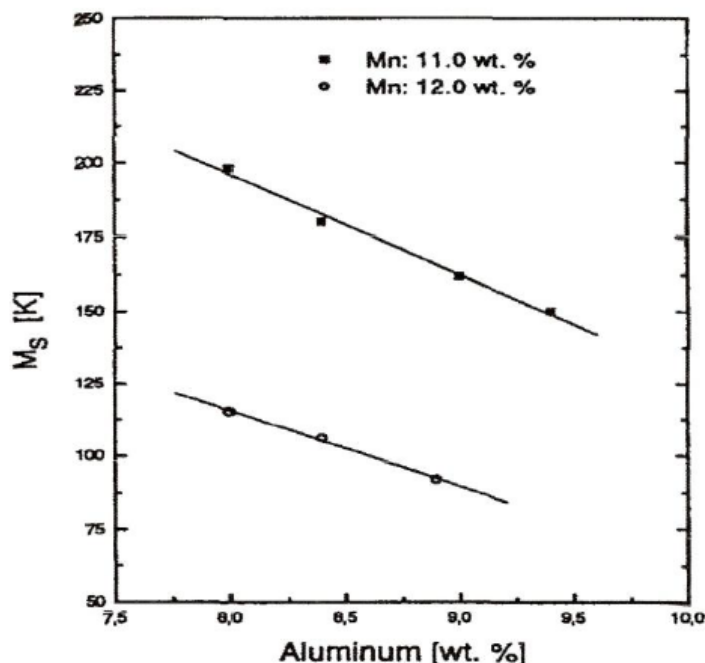
Nas ligas Cu-Al-Mn acrescentando-se uma pequena composição de alumínio, ocorre um maior ordenamento da fase β , aumentando assim a rigidez da liga. Entretanto, para concentrações superiores a 13%, a liga torna-se dura e quebradiça (ZAK ET al, 1995). Teores de alumínio entre 8,9 e 12,5% em peso apresentam alta força de rendimento e resistência a tração, se comparado com ligas martensítica e ligas com múltiplas fases. Para baixas concentrações de alumínio, a tensão de fratura pode chegar a 18% (MIELCZAREK ET al, 2008).

2.5.2 Manganês

A adição de manganês nas ligas de Cu-Al ajuda na estabilização da martensita e aumenta o domínio da fase β estável a alta temperatura. De acordo com Pina (2006), durante um resfriamento lento da fase β (CCC), as ligas ternárias ricas em cobre formam os precipitados β -Mn, α , γ e $\text{Cu}_3\text{-Mn}_2\text{-Al}$ dependendo da composição química das ligas. Mielczarek et al (2008), ainda falam que ligas Cu-Al-Mn, ricas em Manganês, melhoram o processo de fundição devido às suas baixas temperaturas de fusão.

O aumento na concentração do manganês e do alumínio, provocam um decréscimo da temperatura martensítica inicial M_s , Na Figura 9 é mostrado vários M_s para diversas composições de Cu-Al-Mn. É possível notar que M_s varia linearmente conforme se aumenta a composição de alumínio e manganês. Se for aumentado 1% em peso do manganês, irá provocar uma diminuição de 80K no M_s . Já no caso do alumínio, adição de 1% em peso, faz com que M_s diminua 30K (G. Zak et al., 1996).

Figura 9 - Variação do M_s da composição do alumínio e do manganês



Fonte: G. Zak et al. (1996)

2.5.3 Titânio

Com adição de titânio na liga ternária Cu-Al-Mn, a temperatura de M_s é diminuída. Além disso o titânio melhora as propriedades das ligas com memória de forma e diminui a trabalhabilidade a frio, pois induz a precipitação de uma segunda fase na matriz ou aumenta o grau de ordem na fase mãe (SUTOU; KAINUMA; ISHIDA, 1999).

A inclusão de Ti-B na liga, também provoca um refino no grão, pois muitas partículas de TiB_2 ficam dispersas no material fundido, funcionando como centros ativos de nucleação durante a solidificação.

2.6 Tratamento térmico de envelhecimento

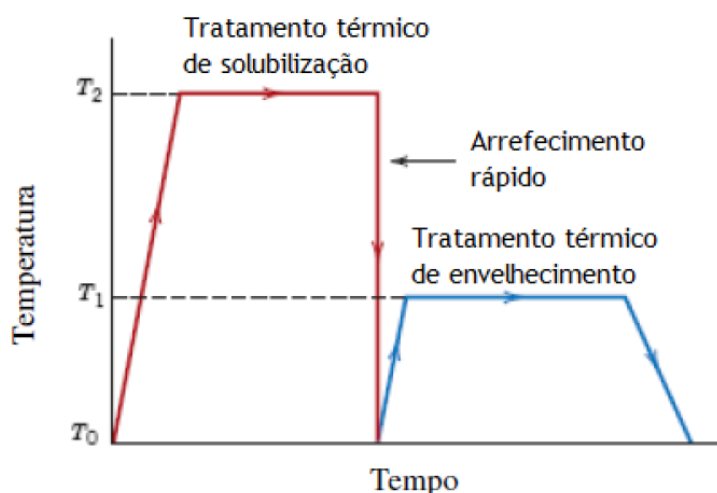
Os tratamentos térmicos de envelhecimento, são processos que tem como objetivo aumentar a dureza através da precipitação. Podemos dividir esse processo em três etapas:

- Solubilização ou homogeneização;
- Resfriamento brusco (têmpera);
- Envelhecimento natural ou artificial.

O primeiro passo é a solubilização, onde o material é aquecido até atingir uma única fase. A liga agora é composta de apenas uma fase de composição, em sequência resfriamos bruscamente a liga até temperatura ambiente, no processo chamado de têmpera. A liga agora pode ser submetida ao processo de envelhecimento, onde é novamente aquecida a uma tem-

peratura intermediária, fazendo com que o excesso de soluto se separe da solução dispersando-se a toda extensão da matriz na forma de um fino precipitado. Com o tempo de tratamento, estas partículas crescem segundo diferentes mecanismos, crescimento simples, crescimento competitivo e coalescimento. A precipitação endurece o material uma vez que as partículas servem como obstáculos para o cisalhamento de planos e deslizamento das linhas de discordâncias (GAMA, 2003). Na Figura 10, está uma representação do tratamento térmico de envelhecimento.

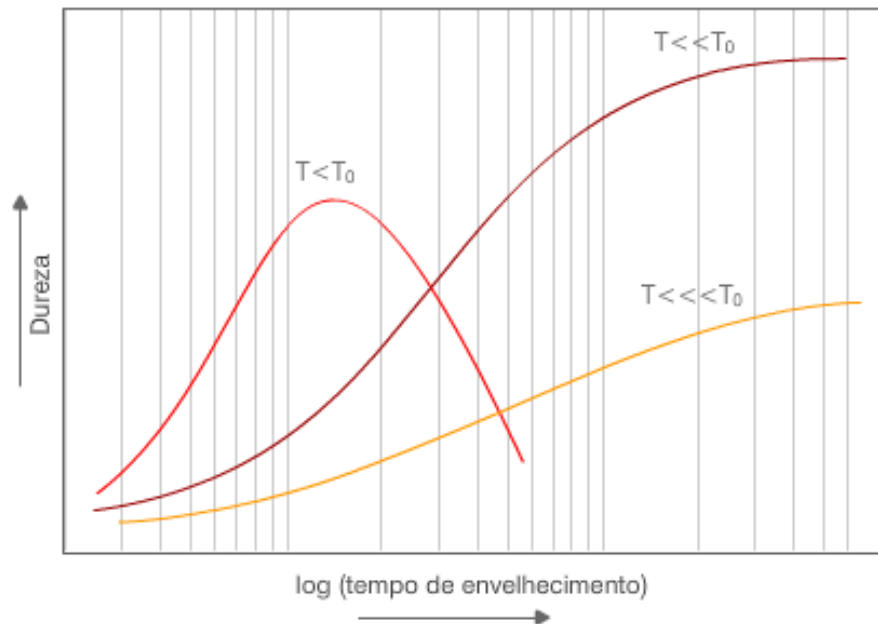
Figura 10 - Esquema de tratamento térmico de envelhecimento



Fonte: Lima 2012

O tempo e a temperatura de envelhecimento devem ser escolhidos de modo a produzir um precipitado de tamanho adequado. Na Figura 11 é apresentada a dureza como uma função do logaritmo do tempo de envelhecimento. Se a temperatura de envelhecimento for muito baixa, a dispersão crítica nunca será atingida, embora a dureza aumente com o tempo porque o precipitado cresce. A uma temperatura apropriada atinge-se a máxima dureza. Se a temperatura de envelhecimento for muito alta, o precipitado é muito grosseiro. Com o aumento do tempo de envelhecimento, a resistência ou a dureza aumentam, atingem um valor máximo e finalmente diminuem. Denomina-se superenvelhecimento a essa redução na resistência e na dureza que ocorre após longos períodos de envelhecimento. Antes que ocorra o superenvelhecimento, o material pode ser resfriado bruscamente ou resfriado normalmente.

Figura 11 - Dureza da liga metálica em função do tempo de envelhecimento



Disponível em: <<http://www.cienciadosmateriais.org/index.php?acao=exibir&cap=21&top=135>>

2.7 Ensaio de dureza Brinell

O ensaio de dureza Brinell consiste em comprimir uma esfera de aço temperado, com diâmetro D , sobre a superfície de um metal, aplicando uma carga P , durante um tempo t , produzindo uma calota esférica de diâmetro médio d .

A dureza Brinell é a relação entre a carga aplicada (P) e a área da calota esférica impressa no material (A_c).

$$HB = \frac{P}{A_c} \quad (\text{Equação 1})$$

A área da calota esférica é dada por πDh , se substituirmos A_c pela fórmula da calota esférica, temos:

$$HB = \frac{P}{\pi Dh} \quad (\text{Equação 2})$$

Onde h é a profundidade da calota esférica dada por:

$$h = \frac{D - \sqrt{D^2 - d^2}}{2} \quad (\text{Equação 3})$$

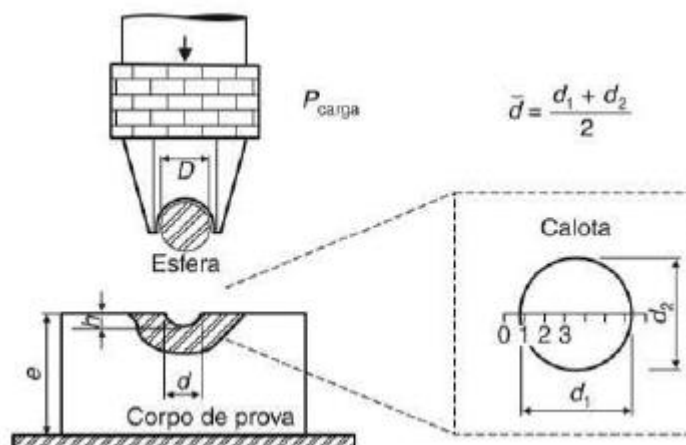
Logo, temos que a dureza Brinell pode ser calculada por:

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (\text{Equação 4})$$

Onde d é diâmetro médio da calota esférica, como mostrado na Figura 12.

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (\text{Equação 5})$$

Figura 12 – Representação esquemática do ensaio de dureza Brinell



Fonte: Garcia, Spim e Santos 2012

O ensaio proposto por Brinell, é realizado com carga de 3000 Kgf e esfera de 10 mm de aço temperado. Porém é possível se obter o mesmo valor de dureza, utilizando carga e esferas diferentes, desde que algumas condições sejam cumpridas.

- A carga será determinada de tal modo que o diâmetro médio da calota esférica d , se situe no intervalo de $0,24D < d < 0,6D$. A diferença entre d_1 e d_2 não pode exceder 0,1 mm.
- Para se obter um diâmetro de impressão dentro do intervalo citado no item anterior, deve-se manter constante a relação entre a carga (P) e o diâmetro da esfera do penetrador ao quadrado (D^2), ou seja, a relação

$$\frac{P}{D^2} \quad (\text{Equação 6})$$

É igual a uma constante, chamada de fator de carga.

Foram padronizados valores de fatores de carga de acordo com a faixa de dureza e o tipo de material. A Tabela 1 mostra os principais fatores de carga utilizados e respectivas faixas de dureza e indicações.

Tabela 1 - Fatores de carga para diferentes materiais

Constante ou grau de carga	Materiais	Exemplos
30	Metais ferrosos e não ferrosos resistentes	Aços, ferros fundidos, níquel e ligas, cobalto e ligas, ligas de titânio
15	Somente para carga de 3000 kgf	Titânio e ligas, bem como materiais não tão duros e ligas leves (somente NBR NM-187-1)
10	Metais ferrosos dúcteis e maioria dos não ferrosos	Ferros fundidos, ligas de alumínio, ligas de cobre: latões, bronzes, ligas de magnésio, zinco
5	Metais não ferrosos moles	Metais puros alumínio, magnésio, cobre, zinco
2,5	Metais moles	Ligas de estanho, chumbo, antimônio, berílio, lítio
1,25	Metais mais moles	Metais puros berílio e lítio ou metais moles
1	Metais muito moles	Metais puros estanho, chumbo, antimônio

Fonte: Garcia, Spim e Santos 2012

A Tabela 2, a seguir, mostra os diâmetros de esferas mais usados e os valores de carga para cada caso, em função do fator de carga escolhido.

Tabela 2 - Diâmetro de esferas e valores de carga em função do fator de carga escolhido

Tabela 4.2 Cargas recomendadas para diferentes esferas e constantes							
Esfera D (mm)	Constante ou grau de carga (ABNT e ASTM)						
	30	15	10	5	2,5	1,25	1
Cargas (kgf)							
10	3000	1500	1000	500	250	125	100
5	750	-	250	125	62,5	31,25	25
2,5	187,5	-	62,5	31,25	15,625	7,812	6,25
2	120	-	40	20	10	5	4
1	30	-	10	5	2,5	1,25	1

Fonte: Garcia, Spim e Santos 2012

3 METODOLOGIA

3.1 Elaboração das ligas

Foram elaboradas duas ligas: a liga 1, com composição nominal Cu- 82,75% - Al- 9,75% - Mn- 8,1% (% em peso), e a liga 2, composta por Cu- 81,55% - Al- 9,75% - Mn- 8,1% - Ti- 0,5% - B- 0,1%, 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 Al- 94% - Ti 5% - B 1% (% em peso). Os componentes das ligas foram cortados e então pesados com auxílio de uma balança analítica Shimadzu TX323L, presente no Laboratório de ensaios e metalografia do Prédio Laboratórios II da UFERSA – Caraúbas. A Tabela 3 apresenta a composição em peso das duas ligas e a Tabela 4 a composição da liga mãe.

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 processo de desoxidação, o manganês foi lavado com água para se retirar 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 pelo processo convencional de fundição em um cadinho de argila-grafite, na quantidade de 350g, em um forno mufla microprocessado da marca Lucadema, modelo LUCA 2000 sob atmosfera ambiente. A sequência de adição dos elementos químicos no cadinho foi realizada em ordem decrescente de temperatura de fusão. Por esse critério, o Cu foi inicialmente introduzido no forno. Com a fusão em andamento, foi então introduzido o Mn e posteriormente o Al. Durante a fundição da liga 2, os Al-Ti-B e o Al foram introduzidos juntos no cadinho.

Como etapa final da fundição, as ligas foram vazadas em um molde cerâmico de seção circular com dimensões aproximadas de 120mm de comprimento x 22mm de largura x 40mm de altura, e foram resfriadas ao ar.

Tabela 3 - Composição em peso das ligas

Massa	350 g				
Composição (% em peso)	Cu	Al	Mn	Ti	B
Liga 1	82,15	9,75	8,1	0	0
Liga 2	81,55	9,75	8,1	0,5	0,1

Fonte: Autoria própria (2018)

Tabela 4 - Composição da liga mãe

Liga Mãe	Al	Ti	B
35 g	0,94	0,05	0,01
Massa	32,9000	1,7500	0,3500

Fonte: Autoria própria (2018)

Após o processo de resfriamento, os lingotes obtidos do processo de fundição foram cortados em cortadora metalográfica Risitec CMR-60, localizada no Laboratório de Ensaios e Metalografia do Prédio Laboratórios II da UFERSA – Caraúbas. Os cortes foram realizados sob refrigeração para evitar eventuais transformações de fase. Foram confeccionados um total de 8 corpos de prova, sendo 4 corpos de prova provenientes da liga 1 e outros 4 provenientes da liga 2.

3.2 Tratamentos térmicos de homogeneização e têmpera

Após o processo de fundição e a obtenção dos corpos de prova, os mesmos foram homogeneizados a 850°C durante um período de 12 horas em um forno tipo mufla microprocessado da marca Lucadema, modelo LUCA 2000, presente no Laboratório de Usinagem e Soldagem do Prédio Laboratórios II da UFERSA – Caraúbas. Após as 12 horas de homogeneização, os corpos de prova foram retirados do forno e sofreram um resfriamento brusco em água a temperatura ambiente, de aproximadamente 25°C, para obtenção do efeito de memória de forma.

3.3 Tratamento térmico de envelhecimento

Após a têmpera, um corpo de prova da liga 1 e outro da liga 2 foram separados, pois não foram submetidos ao processo de envelhecimento. Os outros 6 corpos de prova foram envelhecidos na temperatura de 450°C, mas passaram por diferentes tempos de envelhecimento. Um corpo de prova de cada liga foi envelhecido por 1, 3 e 5 horas. Após o envelhecimento, as amostras foram temperadas em água em temperatura ambiente.

3.4 Caracterização das ligas por microscopia óptica

A análise microestrutural das ligas foi realizada com o auxílio de um microscópio óptico da marca Olympus, modelo GX51, localizado no Laboratório de Ensaios e Caracterização do Prédio de Laboratórios da Engenharia I (Lado Leste) da UFERSA - Mossoró. As amostras foram submetidas a lixamento manual numa politriz da marca Teclago, modelo PL02E, em uma sequência de lixas com granulometria de 80, 120, 320, 600 e 1200 grana, seguido de polimento mecânico em alumina 1µm. Para a visualização dos contornos de grão da liga 1 foi

utilizado um reativo de cloreto de ferro III (5g FeCl_3 , 30 ml de HCl fumante 37% e 100ml de H_2O destilada). Para a liga 2, o reativo foi 2g $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$, 8 ml H_2SO_4 , 2ml HCl e 100 ml H_2O destilada. O tamanho de grão das amostras foi medido através da determinação do comprimento médio do intercepto (DCMI) de acordo com a norma NM 241:2001.

3.5 Ensaio de dureza

Foram medidas as durezas em amostras preparadas metalograficamente com superfície polida com lixa de grana 1200. Um durômetro Mitutoyo HR – 300 (Figura 13) foi utilizado para determinar a dureza das amostras. Empregou-se o método Brinell com carga de 187,5 Kgf, utilizando uma esfera de aço temperado e diâmetro de 2,5 mm, o tempo de aplicação da carga foi de 15 segundos. A dureza obtida, expressa em Kgf/mm^2 , foi a média aritmética entre cinco medições realizadas em cada amostra.

Figura 13 – Durômetro do Laboratório de Ensaios e Metalografia da UFERSA – Caraúbas



Fonte: Autoria Própria 2018

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

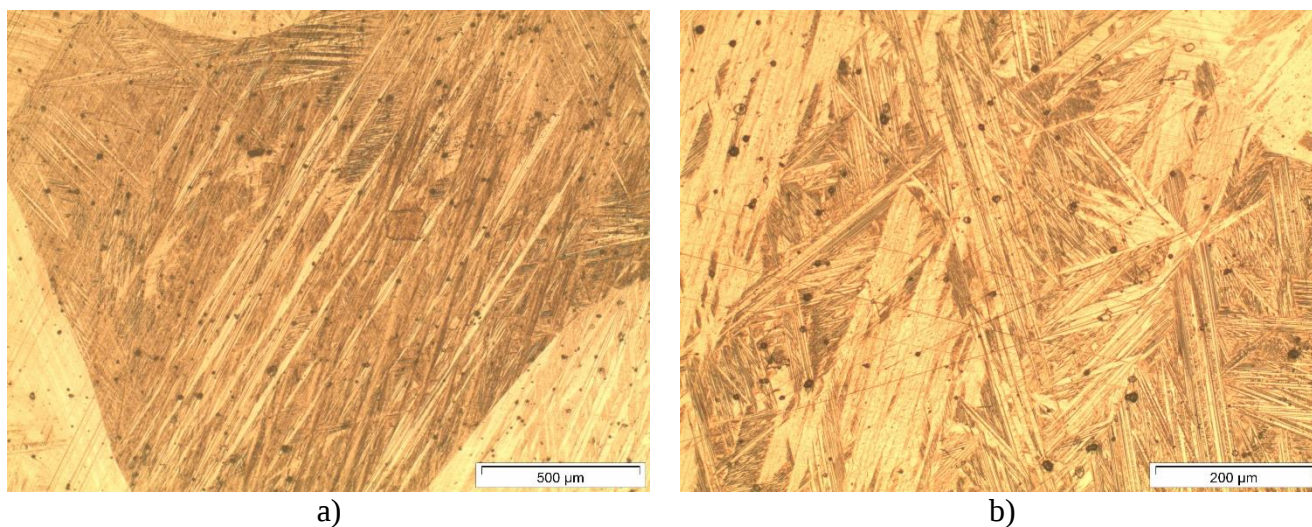
Nesta seção, serão apresentados os resultados dos ensaios de microscopia óptica e dureza

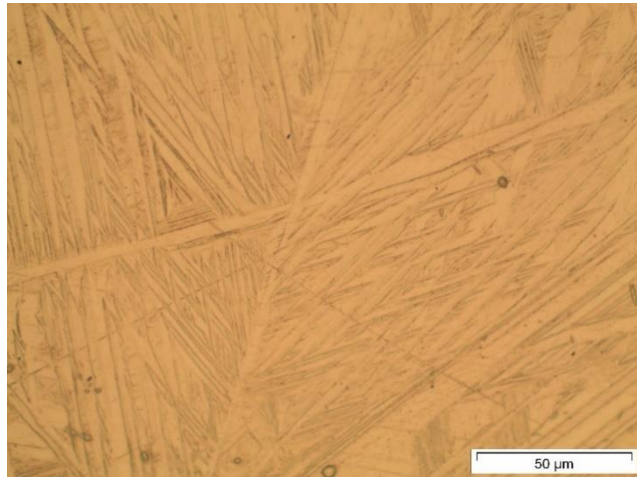
4.1 Liga Cu-Al-Mn

4.1.1 Caracterização das Ligas por Microscopia Óptica

Nas Figuras 14, 15, 16 e 17 são apresentadas as fotomicrografias da liga Cu- 82,75% - Al- 9,75% - Mn- 8,1% (% em peso). Observa-se que na liga apenas temperada (Figura 14), a estrutura é completamente martensítica à temperatura ambiente. Na liga envelhecida por 1 hora (Figura 15), é possível perceber uma redução na quantidade de martensita presente no grão. Quando envelhecida por 3 horas (Figura 16), nota-se que houve a precipitação de uma fase que fica disposta no interior e nos contornos de grãos. Já na liga submetida ao envelhecimento de 5 horas (Figura 17), observa-se o crescimento e a estabilização da fase obtida na liga tratada por 3 horas. O diâmetro médio do grão obtido nas ligas Cu-Al-Mn foi de aproximadamente 1,013 mm.

Figura 14 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn Temperada. Aumento a) 5x b) 10x c) 50x.

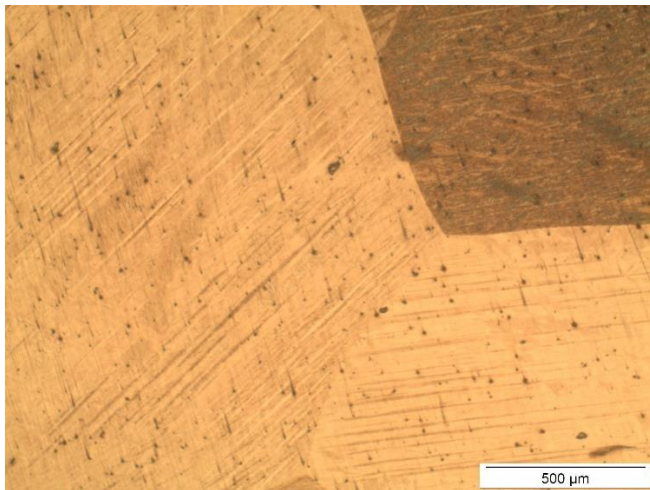




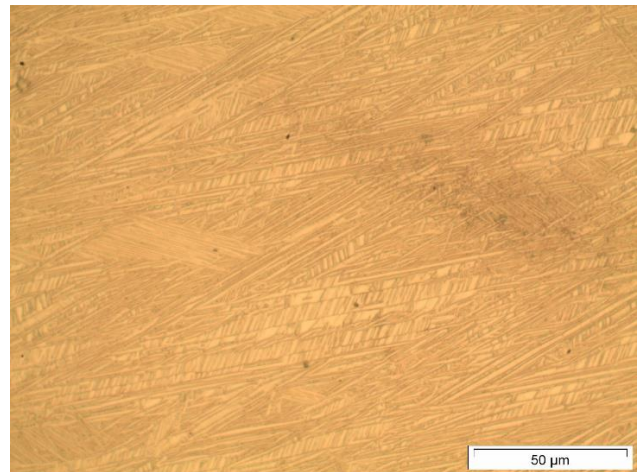
c)

Fonte: Autoria Própria 2018

Figura 15 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 1h. Aumento a) 5x. b) 50x.



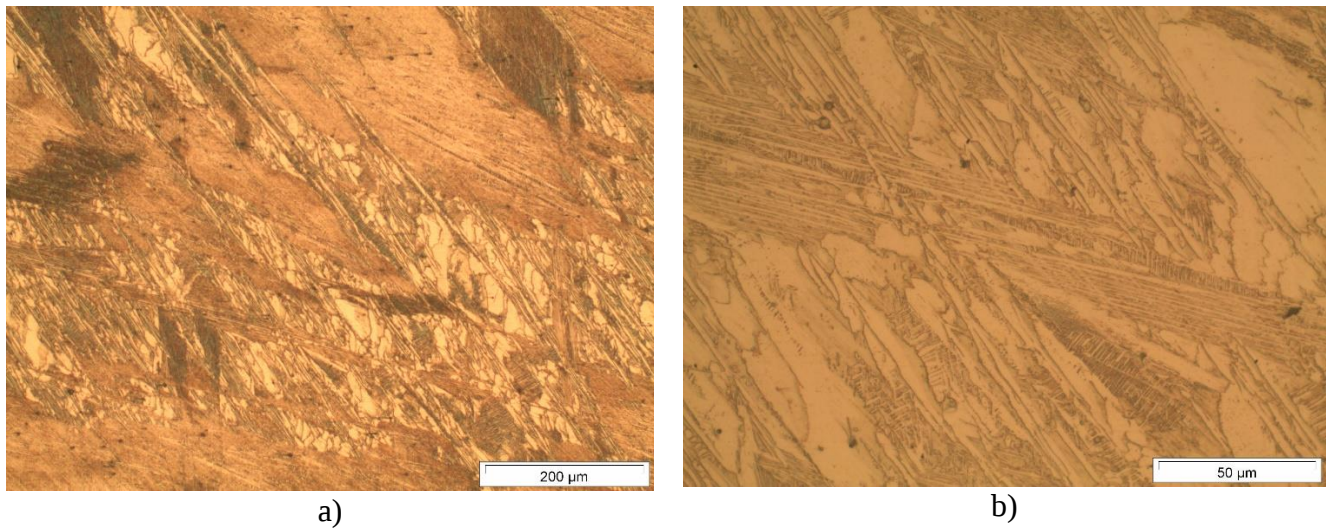
a)



b)

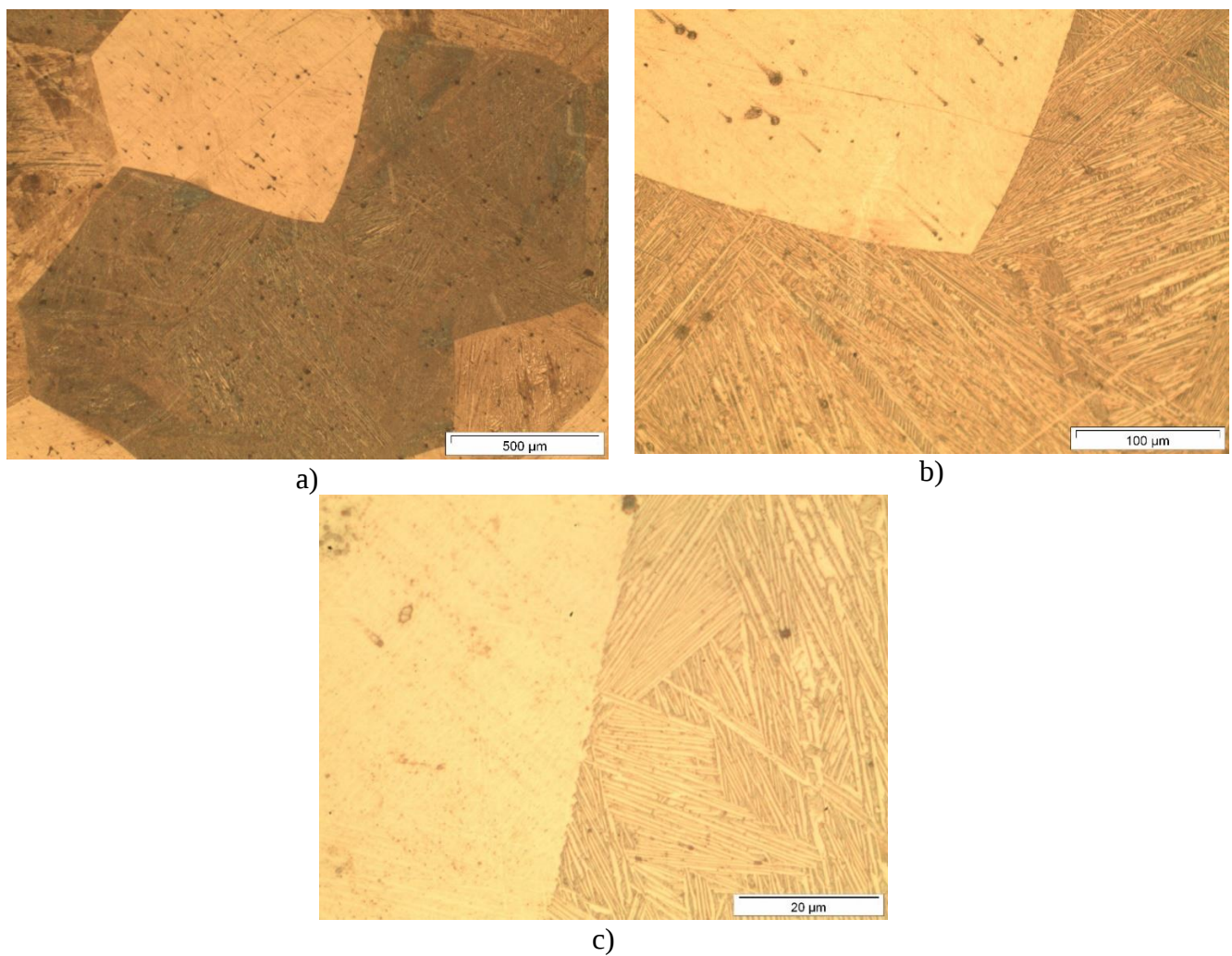
Fonte: Autoria Própria 2018

Figura 16 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 3h. Aumento a) 10x b) 50x.



Fonte: Autoria Própria 2018

Figura 17 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 5h. Aumento a) 5x b) 20x c) 100x.



Fonte: Autoria Própria 2018

4.1.2 Ensaio de Dureza Brinell

As Tabelas 5, 6, 7 e 8 mostram os valores de dureza encontrados nas ligas Cu- 82,75% - Al- 9,75% - Mn- 8,1% (% em peso). Para a liga temperada (Tabela 5), foi encontrada uma dureza média de 219,3 HB. A liga envelhecida por 1h (Tabela 6) apresenta um ligeiro acréscimo na dureza, alcançando 223,5 HB. O aumento da dureza fica mais evidente nas ligas envelhecidas por 3h e 5h, chegando a 241,5 HB (Tabela 7) e 249,0 HB (Tabela 8), acréscimo percentual de 10,1% e 13,5%, respectivamente, quando comparadas à liga temperada. Segundo Shivasiddaramiah (2016), foi observado que o aumento da temperatura e tempo de envelhecimento provoca um crescimento na taxa de formação de precipitados, consequentemente aumentando o valor de dureza. O Gráfico 1 mostra a curva de dureza da Cu-Al-Mn, submetidas aos respectivos tempos de envelhecimentos.

Tabela 5 – Dureza da Liga Cu-Al-Mn Temperada

Liga	AlMn_T	Esfera	2,5	Carga	187,5
Medida	d1	d2	Média	h	HB
1	1,020	1,040	1,030	0,111	215,035
2	1,020	0,985	1,003	0,105	227,576
3	1,010	1,020	1,015	0,108	221,749
4	1,030	1,010	1,020	0,109	219,478
5	1,050	1,020	1,035	0,112	212,861
Média					219,3
Desvio					5,3

Fonte: Autoria Própria 2018

Tabela 6 – Dureza da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 1h

Liga	AlMn_1h	Esfera	2,5	Carga	187,5
Medida	d1	d2	Média	h	HB
1	1,043	0,987	1,015	0,108	221,749
2	1,057	1,000	1,029	0,111	215,693
3	1,022	1,015	1,019	0,108	220,156
4	1,007	1,008	1,008	0,106	225,219
5	0,982	0,993	0,988	0,102	234,861
Média					223,5
Desvio					4,7

Fonte: Autoria Própria 2018

Tabela 7 – Dureza da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 3h

Liga	AlMn_3h	Esfera	2,5	Carga	187,5
Medida	d1	d2	Média	h	HB
1	0,974	0,968	0,971	0,098	243,266
2	0,972	0,973	0,973	0,098	242,484
3	0,950	0,972	0,961	0,096	248,572
4	0,971	0,986	0,979	0,100	239,393
5	0,979	1,000	0,990	0,102	233,870
Média					241,5
Desvio					5,4

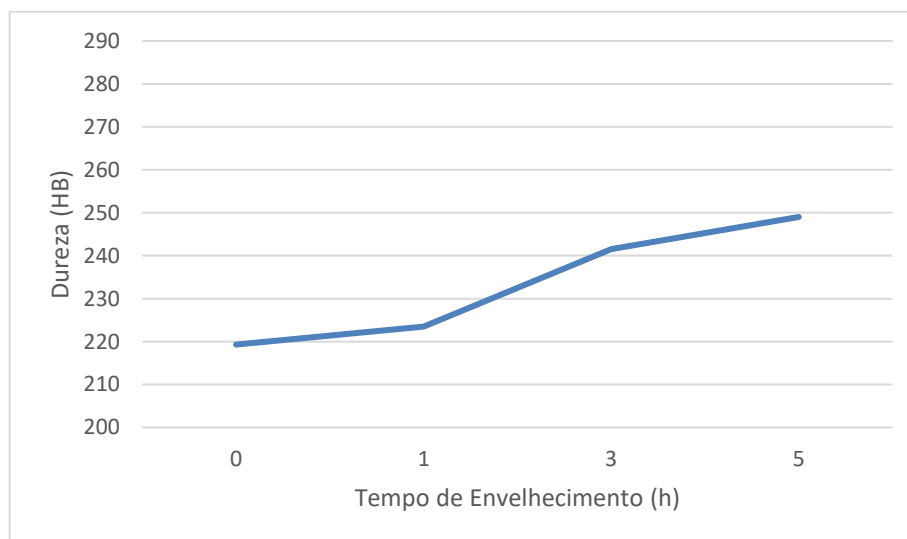
Fonte: Autoria Própria 2018

Tabela 8 – Dureza da Liga Cu-Al-Mn Envelhecida 5h

Liga	AlMn_5h	Esfera	2,5	Carga	187,5
Medida	d1	d2	Média	h	HB
1	0,953	0,960	0,957	0,095	251,014
2	0,960	0,967	0,964	0,097	247,230
3	0,965	0,972	0,969	0,098	244,577
4	0,950	0,965	0,958	0,095	250,468
5	0,954	0,956	0,955	0,095	251,835
Média					249,0
Desvio					3,0

Fonte: Autoria Própria 2018

Gráfico 1 – Curva de dureza da liga Cu-Al-Mn



Fonte: Autoria Própria 2018

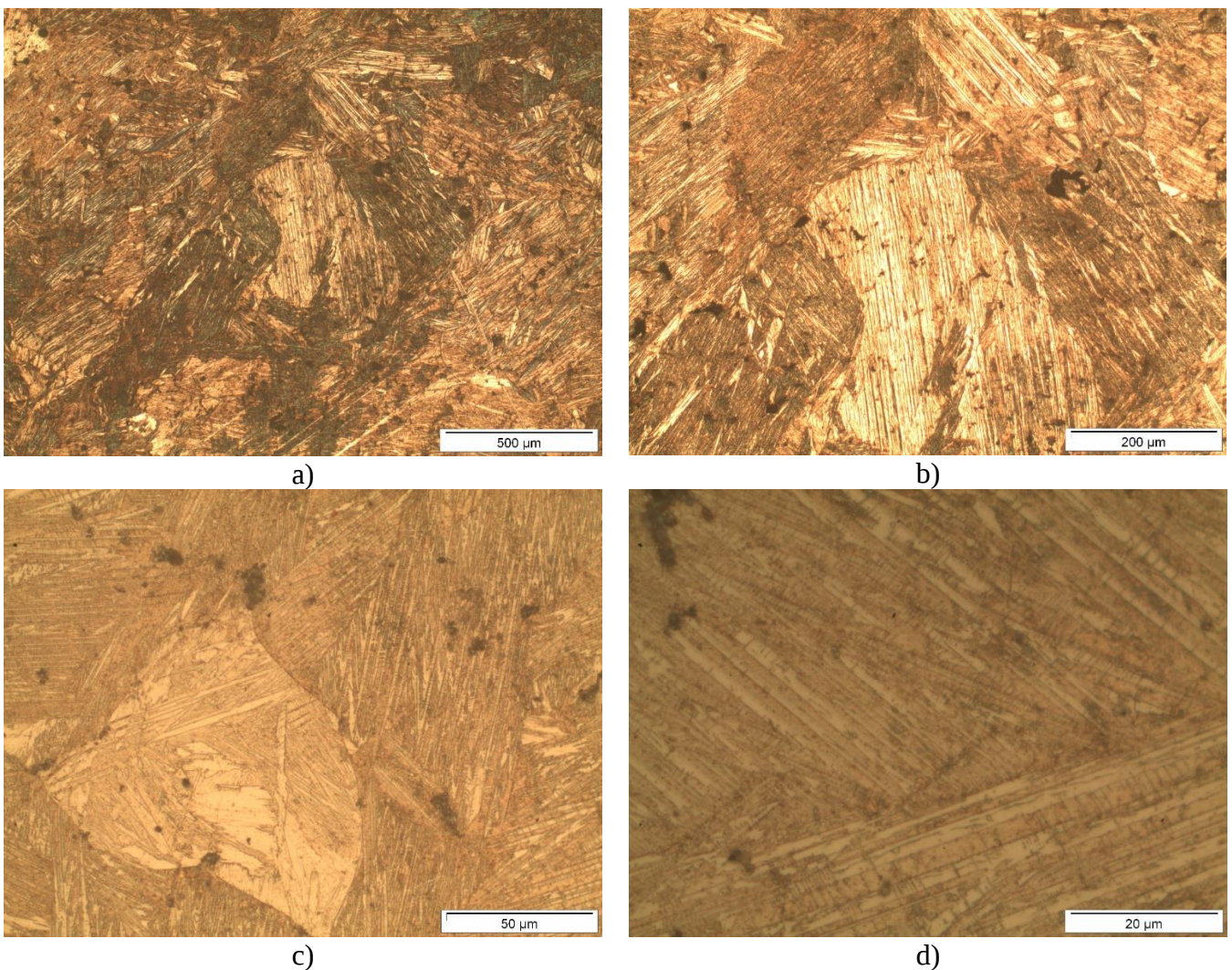
4.2 Liga Cu-Al-Mn-Ti-B

4.2.1 Caracterização das Ligas por Microscopia Óptica

A Figura 18 apresenta a fase martensítica da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B temperada, caracterizada pela presença de plaquetas e agulhas. As Figuras 19, 20 e 21 apresentam a mudança de

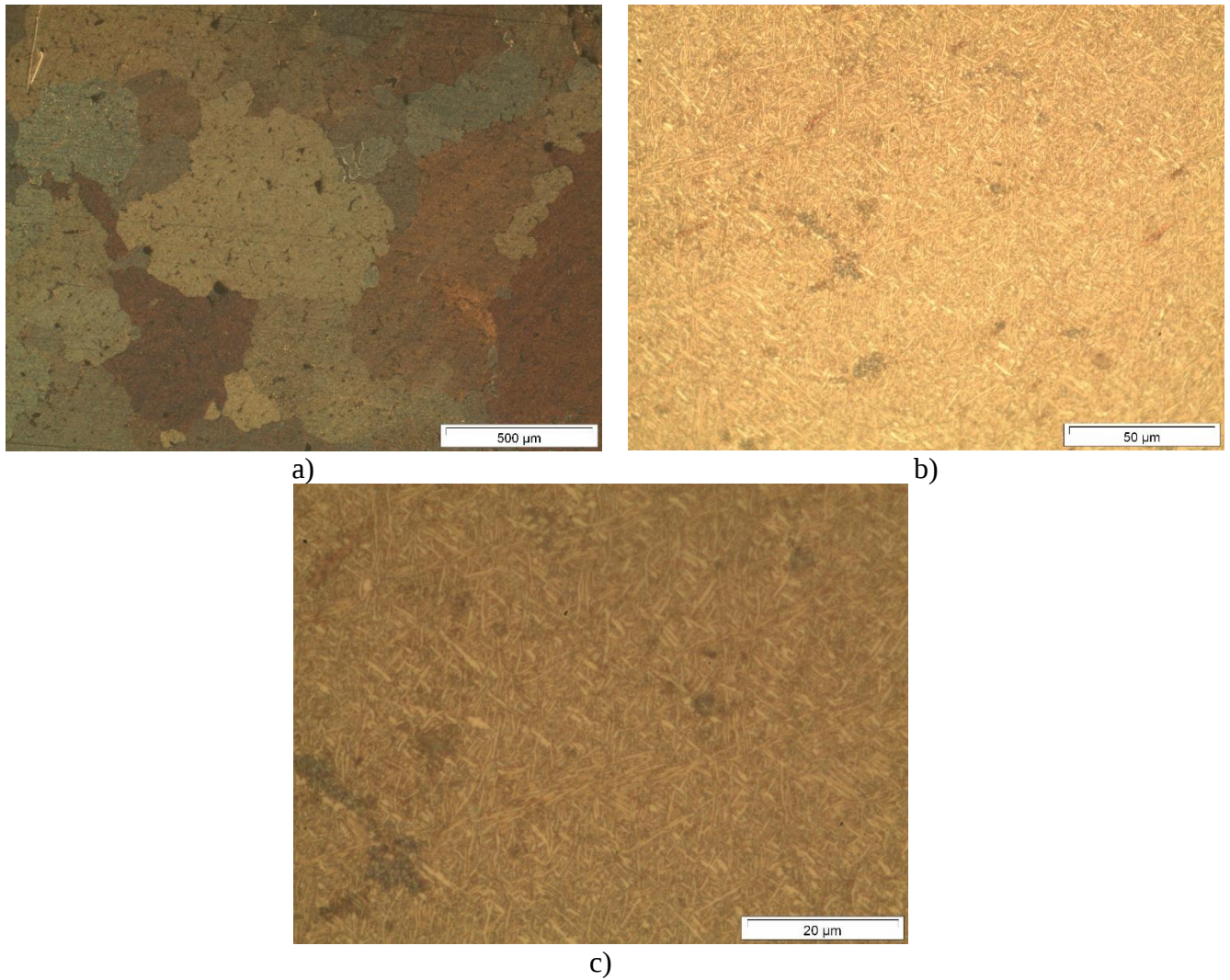
fase proveniente do tratamento de envelhecimento. É possível notar um aumento na quantidade de precipitados proporcional ao aumento do tempo de envelhecimento. Logo, foi possível perceber que quanto maior o tempo de envelhecimento, maior será a quantidade de precipitados. O diâmetro médio do grão obtido na liga Cu-Al-Mn-Ti-B Temperada foi de aproximadamente 0,085 mm. Se comparado às ligas Cu-Al-Mn, pode-se notar uma diminuição no tamanho do grão da ordem de, aproximadamente, 12x provocada pela presença do Ti-B como refinadores.

Figura 18 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Temperada. Aumento. a) 5x. b) 10x c) 50x d) 100x.



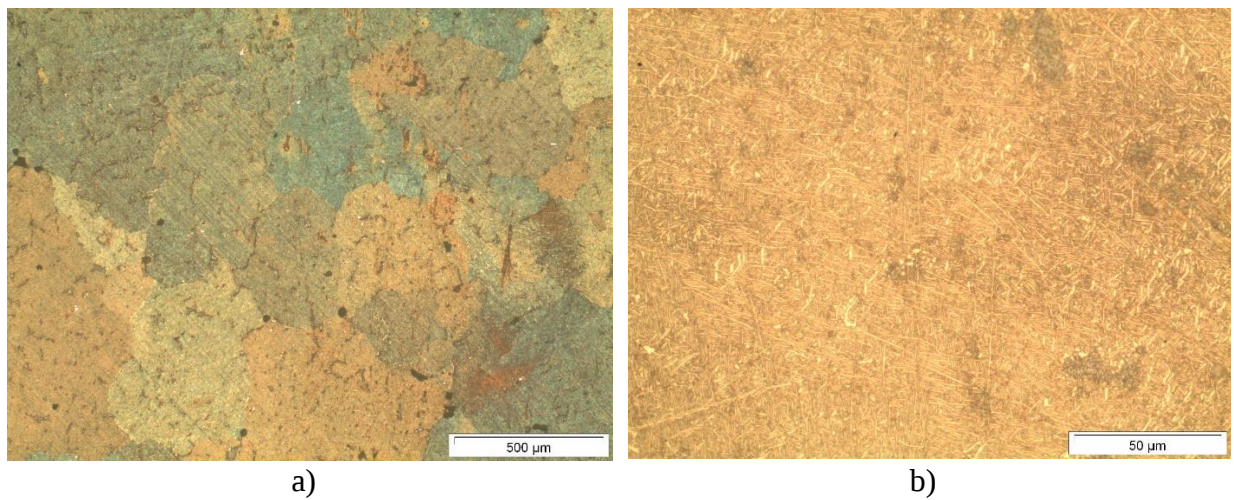
Fonte: Autoria Própria 2018

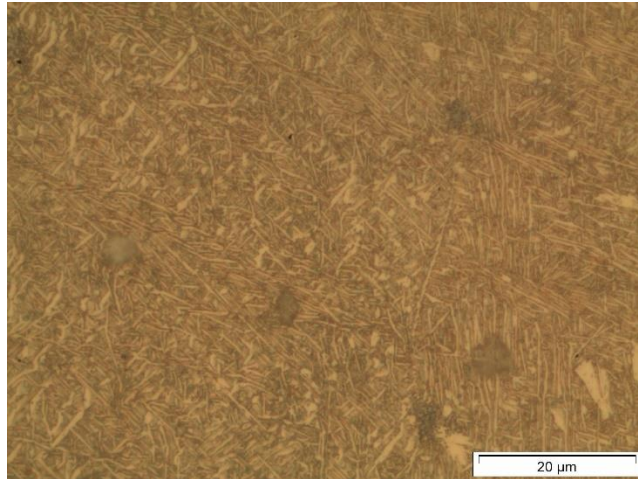
Figura 19 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 1h. Aumento a) 5x b) 50x c) 100x.



Fonte: Autoria Própria 2018

Figura 20 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 3h. Aumento a) 5x b) 50x c) 100x.

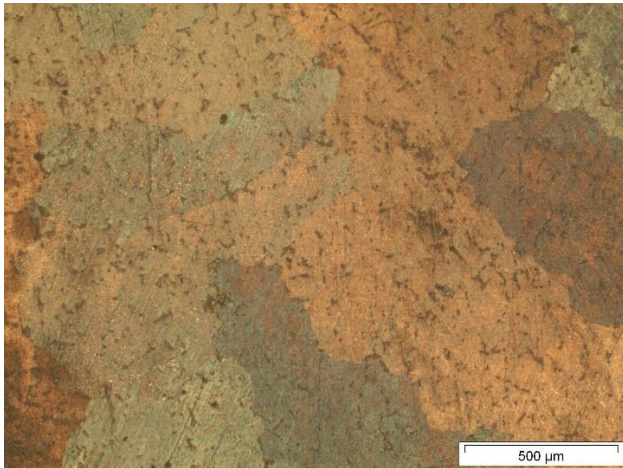




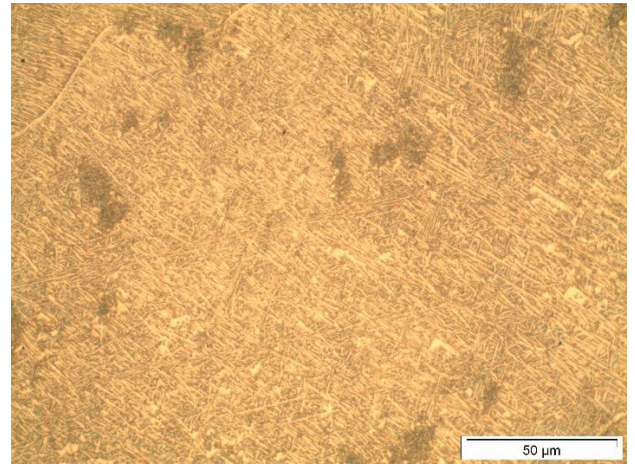
c)

Fonte: Aatoria Própria 2018

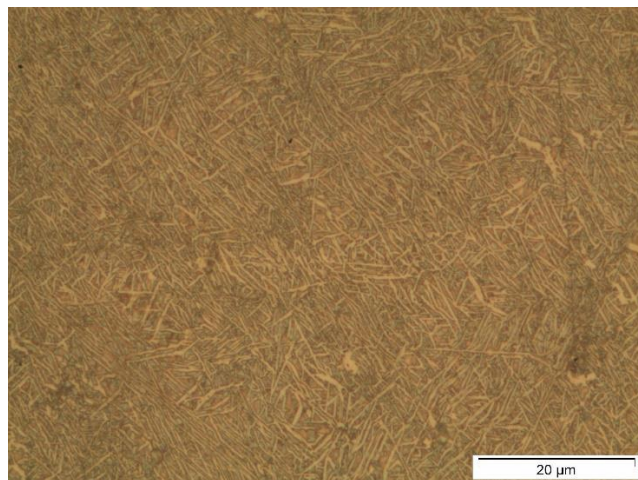
Figura 21 - Microscopia da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 5h. Aumento a) 5x b) 50x c) 100x.



a)



b)



c)

Fonte: Aatoria Própria 2018

4.2.2 Ensaio de Dureza Brinell

Através do ensaio de dureza Brinell realizado, foi possível perceber que do mesmo modo que na liga Cu-Al-Mn, a liga Cu-Al-Mn-Ti-B também apresentou um aumento na dureza devido à duração do tempo de envelhecimento. A liga Cu-Al-Mn-Ti-B apenas Temperada apresentou uma dureza de 233,8 HB. Após 1h de envelhecimento ocorreu um aumento da dureza para 255,2 HB. Para os tempos de 3h e 5h, as durezas alcançaram 266,3 HB e 281,9 HB, respectivamente. O aumento da dureza da liga Cu-Al-Mn-Ti-B Temperada (233,8 HB), em relação à liga Cu-Al-Mn Temperada (219,3 HB), advém dos mecanismos de solução sólida intersticial gerada pela adição do B, juntamente com a redução do tamanho de grão. Nas ligas envelhecidas, a presença do Ti-B contribuiu para a ampliação do número de precipitados, que, conseqüentemente, contribuiu para o aumento da dureza. As Tabelas 9,10, 11 e 12 mostram as durezas médias obtidas das ligas. O Gráfico 2 mostra a curva de dureza da Cu-Al-Mn-Ti-B, submetidas aos respectivos tempos de envelhecimentos. No Gráfico 3, é mostrado um comparativo entre as curvas de dureza das duas ligas.

Tabela 9 - Dureza da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Temperada

Liga	TiB_T	Esfera	2,5	Carga	187,5
Medida	d1	d2	Média	h	HB
1	0,991	0,983	0,987	0,102	235,109
2	0,991	1,010	1,001	0,104	228,528
3	1,010	0,983	0,997	0,104	230,450
4	0,991	1,000	0,996	0,103	230,934
5	0,949	0,991	0,970	0,098	243,789
Média					233,8
Desvio					5,1

Fonte: Autoria Própria 2018

Tabela 10 - Dureza da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 1h

Liga	TiB_1h	Esfera	2,5	Carga	187,5
Medida	d1	d2	Média	h	HB
1	0,980	0,961	0,971	0,098	243,527
2	0,961	0,935	0,948	0,093	255,721
3	0,941	0,922	0,932	0,090	265,229
4	0,967	0,922	0,945	0,093	257,696
5	0,961	0,941	0,951	0,094	254,045
Média					255,2
Desvio					4,3

Fonte: Autoria Própria 2018

Tabela 11 - Dureza da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 3h

Liga	TiB_3h	Esfera	2,5	Carga	187,5
Medida	d1	d2	Média	h	HB
1	0,931	0,944	0,938	0,091	261,714
2	0,919	0,931	0,925	0,089	269,115
3	0,919	0,919	0,919	0,088	272,775
4	0,927	0,944	0,936	0,091	262,878
5	0,919	0,945	0,932	0,090	264,933
Média					266,3
Desvio					4,6

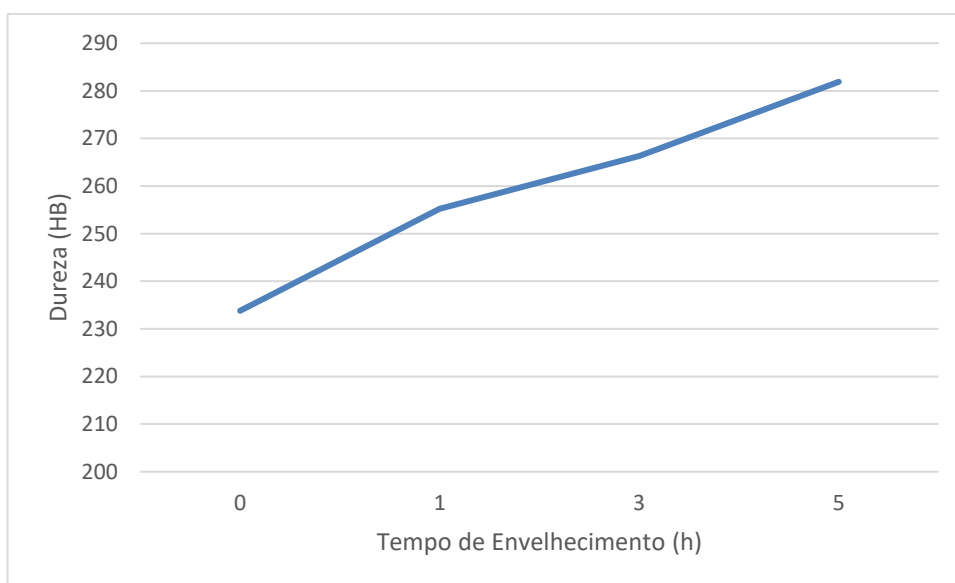
Fonte: Autoria Própria 2018

Tabela 12 - Dureza da Liga Cu-Al-Mn-Ti-B Envelhecida 5h

Liga	TiB_5h	Esfera	2,5	Carga	187,5
Medida	d1	d2	Média	h	HB
1	0,893	0,918	0,906	0,085	281,277
2	0,899	0,906	0,903	0,084	283,218
3	0,887	0,899	0,893	0,082	289,495
4	0,906	0,912	0,909	0,086	279,036
5	0,906	0,920	0,913	0,086	276,507
Média					281,9
Desvio					4,9

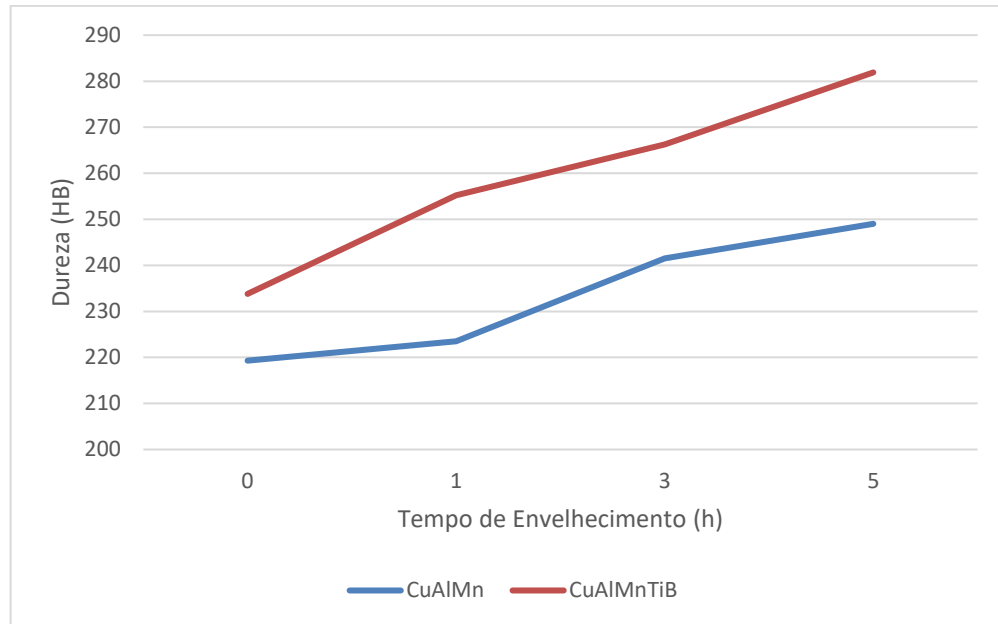
Fonte: Autoria Própria 2018

Gráfico 2 – Curva de dureza da liga Cu-Al-Mn-Ti-B



Fonte: Autoria Própria 2018

Gráfico 3 - Comparativo entre as curvas de dureza das ligas



Fonte: Autoria Própria 2018

5 CONCLUSÃO

Analisando os dados obtidos através da microscopia óptica e do ensaio de dureza, foi possível perceber que na liga Cu-Al-Mn a estrutura estava completamente martensítica, e o envelhecimento provocou a precipitação de uma fase que ocasionou o aumento da dureza da liga. O envelhecimento da liga também gerou uma diminuição da quantidade de martensita presente no grão. Conforme se aumentou o tempo de envelhecimento, maior a dureza obtida e menor a presença de martensita.

Nas ligas com Cu-Al-Mn-Ti-B, também se notou o aumento da dureza nas amostras submetidas ao tratamento de envelhecimento, as ligas com maiores tempos de envelhecimentos apresentaram uma maior dureza. É importante destacar que esta liga quando temperada, apresentou estrutura martensítica. A adição do Ti-B a liga, provocou uma redução no tamanho do grão conforme esperado.

Logo, com base nos resultados obtidos conclui-se que o tempo de envelhecimento influencia diretamente na dureza e microestrutura da liga.

6 REFERÊNCIAS

- ASSOCIAÇÃO MERCOSUL DE NORMALIZAÇÃO. **NM 241**: Determinação do tamanho de grão em materiais metálicos - Procedimento. 1 ed. Associação Mercosul de Normalização, 2001
- CALUÊTE, Rafael Evaristo. **Estudo das Propriedades Termomecânicas da Liga Cu78,3% - Al9,8% - Mn11,9%**. 2012. 40 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2012.
- GAMA, Jorge Luís Lauriano. **Transformações de Fases em Ligas de Cobre com Memória de Forma**. 2003. 124 f. Tese (Doutorado) - Curso de Tecnologia Energética e Nucleares, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2003.
- GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. **Ensaio dos Materiais**. 2. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2012.
- GONZALEZ, C. H.. **Etude des comportements electro-thermomécaniques et de la stabilisation martensitique d'alliages monocristallins à mémoire de forme base cuivre**. 2002. 178 f. Tese (Doutorado), Institut National Des Sciences Appliquees de Lyon, Lyon, 2002.
- LMDM. **Envelhecimento de uma liga**. Disponível em: <http://www.cienciadosmateriais.org/index.php?acao=exibir&cap=21&top=135>>. Acesso em: 13 ago. 2018.
- LAGOUDAS, D. C.. **Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications**. New York: Springer, 2008.
- LIMA, Nuno Alexandre Gonçalves. **Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe)**. 2012. 60 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2012
- MIELCZAREK, Agnieszka 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**, [s.l.], v. 137, p.145-154, mar. 2008. Trans Tech Publications. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.137.145>.
- NAVA, Marcelo. **Estudo das Cinéticas de Recristalização e Crescimento de Grãos de Ligas com Efeito de Memória de Forma**. 2013. 76 f. Dissertação (Mestrado, Universidade de Brasília, Brasília, 2013.
- OLIVEIRA, Dannel Ferreira de. **Determinação das Propriedades Termomecânicas de Ligas Cu-Al-Ni E Cu-Al-Be com Efeito Memória de Forma para Utilização como Atuadores Mecânicos**. 2009. 48 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2009.
- OMORI, T. et al. Abnormal Grain Growth Induced by Cyclic Heat Treatment. **Science**, [s.l.], v. 341, n. 6153, p.1500-1502, 26 set. 2013. American Association for the Advancement of Science (AAAS). <http://dx.doi.org/10.1126/science.1238017>.

OMORI, T.; IWAIZAKO, H.; KAINUMA, R.. Abnormal grain growth induced by cyclic heat treatment in Fe-Mn-Al-Ni superelastic alloy. **Materials Design**, Sendai, v. 101, n. 1, p.263-269, 5 abr. 2016.

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

PINA, Euclides Apolinário Cabral de. **Estudo da Estabilização na Liga Cu-Al-Mn com Memória de Forma**. 2006. 60 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2006.

SCHWARTZ, M.. **Smart Materials**. Boca Raton: Crc Press, 2009.

SHIVASIDDARAMIAH, A.g. et al. Synthesis and evaluation of ageing effect on Cu—Al—Be—Mn quaternary Shape Memory Alloys. **Recent Trends In Engineering And Material Sciences**, Karnataka, v. 8, n. 1, p.113-116, 20 abr. 2016.

SUTOU, Y.; KAINUMA, R.; ISHIDA, K.. Effect of alloying elements on the shape memory properties of ductile Cu—Al—Mn alloys. **Materials Science & Engineering**, Sendai, p.375-379, 1999.

ZAK, G.; KNEISSL, A. C.; ZATULSKIJ, G.. Shape Memory Effect in Cryogenic Cu-Al-Mn Alloys. **Scripta Materialia**, Kiev, v. 34, n. 3, p.363-367, 25 abr. 1996.

ZANABONI, Eleonora. **One Way and Two Way—Shape Memory Effect: Thermo—Mechanical Characterization of Ni—Ti wires**. 2008. 87 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Biomédica, Università Degli Studi di Pavia, Pavia, 2008.

ZHAO, Peng. **Magnetoelastic coupling in NiMnGa ferromagnetic shape memory alloy**. 2006. 129 f. Tese (Doutorado, Faculty Of The Graduate School Of The University Of Maryland, Maryland, 2006.