



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

MATEUS AUGUSTO GRANDEZ CAVALCANTE

Efeito da adição de Nb-Ni à liga passiva de efeito de forma Cu-Mn-Al

João Pessoa - Paraíba

Abril de 2019

Mateus Augusto Grandez Cavalcante

Efeito da adição de Nb-Ni à liga passiva de efeito de forma Cu-Mn-Al

Trabalho de Conclusão de Curso submetido
à Coordenação do Curso de Engenharia Me-
cânica da Universidade Federal da Paraíba
como exigência para a obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica.

Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Curso de Graduação em Engenharia Mecânica

Orientador: Prof. Dr. Rafael Evaristo Caluête

João Pessoa - Paraíba

Abril de 2019

Mateus Augusto Grandez Cavalcante

Efeito da adição de Nb-Ni à liga passiva de efeito de forma Cu-Mn-Al

Trabalho de Conclusão de Curso submetido
à Coordenação do Curso de Engenharia Me-
cânica da Universidade Federal da Paraíba
como exigência para a obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica.

Trabalho aprovado:

Prof. Dr. Rafael Evaristo Caluête

Universidade Federal da Paraíba
Orientador

Prof. Dr. Jacques Cesar dos Santos

Universidade Federal da Paraíba
Avaliador

Prof. Dr. Siderley Fernandes Albuquerque

Universidade Federal da Paraíba
Avaliador

João Pessoa - Paraíba

Abril de 2019

Agradecimentos

Primeiramente agradeço à Deus, por me mostrar que a vontade Dele é melhor que a minha e por colocar pessoas honestas, competentes e confiáveis ao meu lado.

Agradeço à minha família, minha mãe Eunides, meu pai George, meu padrasto Jefferson, minha avó Eurídice, meu irmão Lucas e a Vera, por estarem sempre a postos quando precisei, por serem meu porto seguro e por todo esforço que me permitiu seguir em frente.

Agradeço especialmente a minha esposa, Luanna, minha companheira de anos. Ela foi (e é) um pilar absoluto de honestidade, apoio, organização e paciência durante os anos da graduação.

Ao meu orientador, Rafael Caluête, por sempre me auxiliar nas adversidades da coordenação, por todos os conselhos durante a graduação, por toda paciência e por sempre apoiar as minhas decisões relacionadas ao TCC.

Aos técnicos e funcionários da Oficina Mecânica e do LSR – Laboratório de Solidificação Rápida da UFPB – Universidade Federal da Paraíba, pela ajuda nas coletas dos resultados, tornando esse trabalho possível.

E a todos que de alguma forma contribuíram para este trabalho.

*"Continuous effort - not strength or intelligence -
is the key to unlocking our potential."
(Winston Churchill)*

Resumo

As ligas com memória de forma consistem em um grupo de materiais metálicos que apresentam como principal característica a habilidade de sofrer grandes deformações e, em seguida, recuperar a geometria original quando submetidos a determinadas temperaturas ou ciclos de carregamento mecânico. Para melhorar o desempenho das ligas com memória de forma (LMF) à base de Cu, os grãos de uma liga composta por Cu-Mn-Al, foram refinados usando o Nb-Ni como inoculante. Estudaram-se o tamanho de grão na microestrutura, caracterizando por microscopia óptica. Em seguida, as propriedades termomecânicas foram avaliadas por ensaio de tração até a ruptura. Tais resultados foram obtidos sem utilização de atmosfera de proteção. Por fim, verificou-se que o Nb-Ni, adicionado como inoculante, agiu refinando o grão, e conseqüentemente, melhorou as propriedades mecânicas da liga Cu-Mn-Al.

Palavras-chave: Ligas com memória de forma, inoculante, ligas Cu-Mn-Al, refino de grão, liga Nb-Ni.

Abstract

The shape memory alloys consist in a group of metallic materials that have as main characteristic, the ability to undergo large deformations and then recover the original geometry when subjected to certain temperatures or mechanical loading cycles. In order to improve the performance of Cu-based shape memory alloys (SMA), the grains of an alloy composed of Cu-Mn-Al, were refined using Nb-Ni as an inoculant. It was studied the grain size of the microstructure, characterized by optical microscopy. Afterward, the thermomechanical properties were evaluated by tensile testing until rupture. The results were obtained without using a protective atmosphere. Lastly, Nb-Ni, added as an inoculant, was found to have refined the grain, and consequently improved the mechanical properties of the Cu-Mn-Al alloy.

Keywords: Shape memory alloys, inoculant, Cu-Mn-Al alloys, grain refinement, Nb-Ni alloy.

Lista de ilustrações

Figura 2.1 – Transformação direta e reversa.	17
Figura 2.2 – Evolução da fração volumétrica de martensita (ξ) x temperatura (T) .	18
Figura 2.3 – Processo de demaclagem de uma liga com memória de forma	19
Figura 2.4 – Aquecimento de uma liga LMF após a retirada de uma carga mecânica aplicada	19
Figura 2.5 – Esquema do efeito de memória de forma de único caminho numa mola cilíndrica	20
Figura 2.6 – Aplicação da superelasticidade em uma situação de flexão	21
Figura 2.7 – Máquina de eletroerosão a penetração e seus principais componentes .	21
Figura 2.8 – Forno elétrico de indução	22
Figura 2.9 – Esquema do processo de cristalização.	23
Figura 2.10–Esquema de um lingote formado por grãos equiaxiais	24
Figura 2.11–Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be (% em peso). .	25
Figura 2.12–Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).	25
Figura 3.1 – Balança de precisão	29
Figura 3.2 – Cadinho de cerâmica com parte interna de grafite	29
Figura 3.3 – Forno de indução	30
Figura 3.4 – Molde de seção retangular	30
Figura 3.5 – Forno tipo Mufla	31
Figura 3.6 – Máquina de eletroerosão a fio	31
Figura 3.7 – Desenho esquemático do corpo de prova com dimensões em milímetros	32
Figura 3.8 – Microscópio óptico	33
Figura 3.9 – Representação da região usinada do lingote.	33
Figura 3.10–Máquina de tração estática	34
Figura 4.1 – Microestrutura da liga Cu-Mn-Al-X-Ni (X= 0,25 Nb)	35
Figura 4.2 – Microestrutura da liga Cu-Mn-Al-X-Ni (X= 0,5 Nb)	36
Figura 4.3 – Microestrutura da liga Cu-Mn-Al-X-Ni (X= 1,0 Nb)	36
Figura 4.4 – Gráfico teor de Nb <i>versus</i> deformação	37
Figura 4.5 – Gráfico teor de Nb <i>versus</i> tensão de indução	38
Figura 4.6 – Gráfico teor de Nb <i>versus</i> limite de resistência à tração	39

Lista de tabelas

Tabela 2.1 – Inoculantes para refino de grão de ligas de cobre	24
Tabela 4.1 – Influência do Nb no tamanho médio do grão	36
Tabela 4.2 – Influência do teor de Nb na deformação média	37
Tabela 4.3 – Influência do teor de Nb na tensão de indução	38
Tabela 4.4 – Influência do teor de Nb no limite de resistência à tração	39

Lista de abreviaturas e siglas

A	Austenita
Af	Austenita final
Ai	Austenita inicial
Al	Alumínio
Be	Berílio
CT	Centro de Tecnologia
Cu	Cobre
DRX	Difração de Raios-x
DSC	Calorimetria Diferencial de Varredura
EDM	<i>Electrical Discharge Machining</i>
EMF	Efeito Memória de Forma
FeCl ₃	Cloreto de Ferro
LMF	Liga com Memória de Forma
LSR	Laboratório de Solidificação Rápida
M	Martensita
Mf	Martensita final
Mi	Martensita inicial
Mn	Manganês
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
PE	Pseudoelasticidade
SMA	<i>Shape Memory Alloy</i>
SME	<i>Shape Memory Effect</i>

T	Temperatura
TCC	Trabalho de Conclusão de Curso
Ti	Titânio
UFPB	Universidade Federal da Paraíba
Zr	Zircônio
ξ	Fração Volumétrica de Martensita
σ_i	Tensão inicial de demaclagem
σ_f	Tensão final de demaclagem

Sumário

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	Motivação	13
1.2	Objetivos	14
1.2.1	Objetivos Gerais	14
1.2.2	Objetivos Específicos	14
1.3	Organização do Documento	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	Ligas de Memória de Forma	16
2.1.1	Temperatura de Transformação das LMFs	17
2.1.2	Efeito de memória de forma	18
2.1.2.1	Efeito de memória de forma de único caminho	20
2.1.3	Superelasticidade	20
2.2	Usinagem por Eletroerosão	21
2.3	Forno elétrico de indução	22
2.4	Cristalização	22
2.5	Refino de grão e inoculantes	23
2.5.1	Efeito da utilização de Nióbio como inoculante em uma liga de cobre	24
2.6	Tratamento térmico	25
2.6.1	Têmpera	26
2.6.2	Homogeneização	26
3	MATERIAIS E MÉTODOS	28
3.1	Elaboração da liga, tratamentos térmicos e confecção dos corpos de prova, e caracterização por microscopia óptica	28
3.1.1	Elaboração da liga	28
3.1.2	Tratamentos Térmicos e confecção dos corpos de prova	30
3.1.3	Caracterização da liga por microscopia óptica	32
3.2	Determinação das propriedades termomecânicas da liga através de ensaio de tração	34
3.2.1	Ensaio de tração	34
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	35
4.1	Caracterização da liga por microscopia óptica	35
4.2	Ensaio de Tração	37
4.2.1	%Nb X Deformação (%)	37

4.2.2	%Nb X Tensão de Indução (MPa)	38
4.2.3	%Nb X Limite de Resistência à Tração (MPa)	39
5	CONCLUSÃO	40
	REFERÊNCIAS	41

1 Introdução

Este capítulo é dividido em três partes. Inicialmente é apresentada a motivação para o desenvolvimento deste trabalho, em seguida são mostrados os objetivos do mesmo. Por fim, é apresentada uma descrição da organização do trabalho.

1.1 Motivação

As ligas com memória de forma (LMF), do inglês *Shape Memory Alloy* (SMA), consistem em um grupo de materiais metálicos que apresentam características mecânicas ímpares, como a habilidade de sofrer grandes deformações e, em seguida, recuperar a geometria original quando submetidos a determinadas temperaturas ou ciclos de carregamento mecânico (OTSUKA; WAYMAN, 1998). Essas ligas apresentam pseudoelasticidade (PE) e o efeito memória de forma (EMF), bem como uma alta capacidade de amortecimento. Desde a descoberta das propriedades superelásticas e de memória de forma, nos anos 60 (BUEHLER; GILFRICH; WILEY, 1963), o desenvolvimento de LMFs desperta a atenção para diversos campos, como por exemplo, nas indústrias aeronáutica e automobilística, na bio-engenharia, em estruturas civis, na medicina, entre outros.

Várias ligas são passíveis do efeito de memória de forma, tal como as ligas Ni-Ti, Cu-Al-Ni e Cu-Mn-Al. As ligas de memória de forma à base de cobre vêm recebendo uma maior atenção, pois possuem excelentes propriedades mecânicas, ótima capacidade de amortecimento (WANG et al., 2006; SUTOU et al., 2005; ZHENG et al., 2007), além de um custo relativamente baixo. No entanto, as ligas à base de Cu sofrem de trincas intergranulares e baixa ductilidade devido aos grãos grosseiros. Pesquisadores demonstraram que muitas propriedades, tais como o efeito da memória de forma, superelasticidade e capacidade de amortecimento em LMFs à base de Cu podem ser alteradas através do método de refinamento de grãos, adicionando diferentes conteúdos de inoculantes (SUTOU et al., 2004). Descobriu-se que o tamanho do grão das ligas Cu-Mn-Al podem ser reduzido por alguns elementos, como o titânio (Ti) e zircônio (Zr) (SAMPATH, 2006; SAMPATH, 2005). O tamanho dos grãos desempenha um papel importante para as propriedades mecânicas e a capacidade de absorção de energia. Mallik e Sampath (2009) investigaram os efeitos de diferentes elementos sobre os efeitos de memória de forma, temperaturas de transformação e superelasticidade dos LMFs de Cu-Mn-Al, e alguns resultados positivos esperados foram obtidos, refinando o tamanho de grão, purificando o limite de grão e melhorando as propriedades mecânicas.

No entanto, até os dias atuais, há pouco trabalho sistemicamente estudando o efeito de diferentes inoculantes nas ligas de memória de forma. No presente estudo, um inoculante, Nb-Ni, foi adicionado a liga de Cu-Mn-Al, e o efeito de refino do novo inoculante, bem como os típicos comportamentos de tração e propriedades mecânicas da liga refinada foram estudadas com o objetivo de encontrar novos inoculantes altamente eficientes, ou seja, que o agente refinador de grão possa vir a melhorar as propriedades termomecânicas deste material.

1.2 Objetivos

O trabalho de conclusão de curso (TCC) é obrigatório para a conclusão do curso de graduação de Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba. O TCC tem como principal objetivo permitir que o estudante realize um trabalho no campo da pesquisa científica, proporcionado ao aluno a oportunidade de aplicar os conhecimentos e habilidades desenvolvidas durante o decorrer da graduação.

1.2.1 Objetivos Gerais

O objetivo geral deste trabalho é o estudo da influência da adição da liga Nb-Ni, variando a porcentagem de Nb em 0,25%, 0,5% e 1%, na liga com efeito de memória de forma Cu-Mn-Al. Como resultado, será obtida uma liga no formato Cu-Mn-Al-X-Ni (onde X= 0,25; 0,5 e 1,0% Nb) e será feita a análise do refinamento do grão, bem como as propriedades termomecânicas da liga.

1.2.2 Objetivos Específicos

Como objetivos específicos pode-se destacar os seguintes pontos:

- Revisão bibliográfica do tema, buscando um melhor entendimento geral do assunto;
- Elaboração de amostras da liga Cu-Mn-Al-Nb-Ni sob atmosfera ambiente, por meio de fundição, num forno de indução;
- Realização dos tratamentos térmicos de têmpera e homogeneização, em um forno tipo Mufla, nas amostras da liga;
- Confecção dos corpos de prova via eletroerosão a fio;
- Caracterização das amostras por microscopia óptica;
- Determinação das propriedades termomecânicas das ligas através de ensaios de tração.

1.3 Organização do Documento

Este trabalho foi organizado em cinco capítulos. No primeiro capítulo é apresentada uma introdução sobre este trabalho, como também as motivações e objetivos. No capítulo dois é apresentada a revisão bibliográfica. No terceiro capítulo é mostrado os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento deste trabalho. No capítulo quatro, são apresentados os resultados obtidos e a análise dos mesmos. Por fim, no capítulo cinco, são trazidas as conclusões do trabalho.

2 Revisão Bibliográfica

Neste capítulo será apresentada uma revisão bibliográfica sobre os conhecimentos necessários para realização deste trabalho disponíveis na literatura.

2.1 Ligas de Memória de Forma

As Ligas de Memória de Forma são ligas metálicas policristalinas com grande potencial em várias aplicações de engenharia, uma vez que possuem algumas características únicas, como a capacidade de recuperar sua forma, após serem submetidas a um aquecimento, sem que haja deformação permanente desse material. Comportamento superelástico, efeito de memória de forma, recuperação de forma após sofrer tensões elevadas e alta capacidade de amortecimento. (SCHWARTZ, 2009).

Os primeiros LMFs foram descobertos em ligas de ouro-cádmio (Au-Cd) em 1932 por um físico sueco chamado Arne Ölander (ÖLANDER, 1932). Ele observou o efeito de memória de forma em ligas metálicas, quando descobriu que a martensita, transformação resultante de um movimento coordenado e/ou cooperativo entre os átomos pode ser induzido por tensão mecânica e depois desaparecer com o aquecimento (OTSUKA; WAYMAN, 1998; RYHANEN, 1999). No entanto, a importância de LMFs para a maioria das aplicações não foram percebidas positivamente até a descoberta do efeito de memória de forma (EMF), do inglês *Shape Memory Effect* (SME), na liga de níquel-titânio (Ni-Ti), também conhecida como nitinol, por William Buehler e Frederick Wang em 1962 (BUEHLER; GILFRICH; WILEY, 1963). Então, o uso de LMFs se expandiu, mutualmente com o interesse por pesquisas avançadas e patentes. Exemplos dos variados beneficiários desses materiais são abundantes numa ampla gama de campos, tais como aplicações de engenharia automotiva e mecânica (STOECKEL, 1990), aeronáutica (STOECKEL, 1990), aeroespacial (HARTL; LAGOUDAS, 2007), mini atuadores e sistemas microeletromecânicos (MEMS) (FUJITA; TOSHIYOSHI, 1998), robótica (FURUYA; SHIMADA, 1991), biomedicina (PETRINI; MIGLIAVACCA, 2011) e até mesmo nas indústrias de vestuário/moda (LANGENHOVE; HERTLEER, 2004).

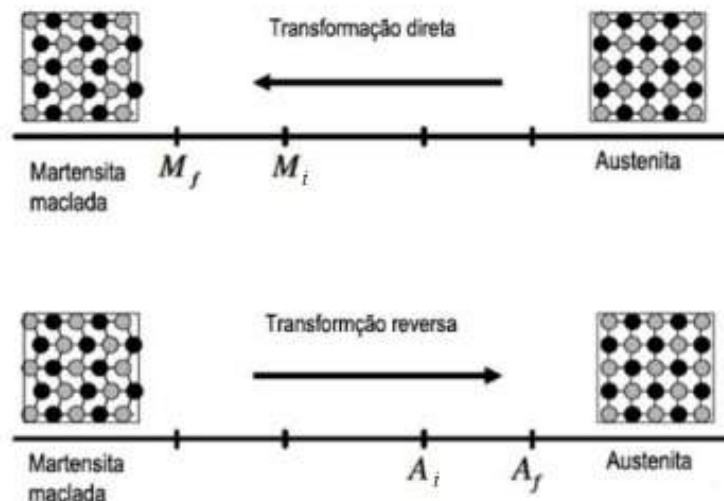
Os LMFs são constituídas basicamente por duas estruturas cristalinas sólidas ou fases, a austenita ou fase mãe (A) e a martensita ou fase produto (M) (BRINSON, 1993). Austenita é estável em temperaturas elevadas, tendo apenas uma variante, uma estrutura cúbica de corpo-centrado; enquanto que a martensita é estável em temperaturas mais baixas (HODGSON; WU; BIERMANN, 1990). A martensita é uma fase que pode ser induzida tanto por tensão quanto por temperatura. Quando a martensita é induzida por temperatura ela é conhecida como martensita maclada, ou em inglês, "*twinned*". A

martensita maclada possui diversas variantes caracterizadas por diferentes orientações cristalográficas. Quando a martensita é induzida por um carregamento de tensão, ou pela combinação de tensão e temperatura, existirá apenas uma orientação cristalográfica, alinhada com a orientação do carregamento da tensão. Esta é a martensita não-maclada ou "*detwinned*" ou, ainda, demaclada (SAVI, 2006).

2.1.1 Temperatura de Transformação das LMFs

A transformação da fase martensítica é o fato que justifica as ligas de memória de forma poderem "lembrar" da sua forma original. A temperatura, na qual acontecem essas transformações entre as fases do LMFs, ocorre de forma variada entre -150°C e 200°C , dependendo da composição e da constituição microestrutural (SCHWARTZ, 2009). As temperaturas de transformação portanto, são aquelas em que a liga muda de fase austenítica para a fase de martensita. Analisando a transformação unicamente pela temperatura, sem a aplicação de cargas, observa-se que com o resfriamento a estrutura do cristal muda de austenita para martensita. Essa mudança é denominada *transformação martensítica ou transformação direta*. Com o aquecimento do material, ocorre a *transformação reversa* de fase, onde a prévia estrutura austenítica é recuperada, sem a existência de uma mudança macroscópica associada. Essa situação está ilustrada na Fig. 2.1.

Figura 2.1 – Transformação direta e reversa.



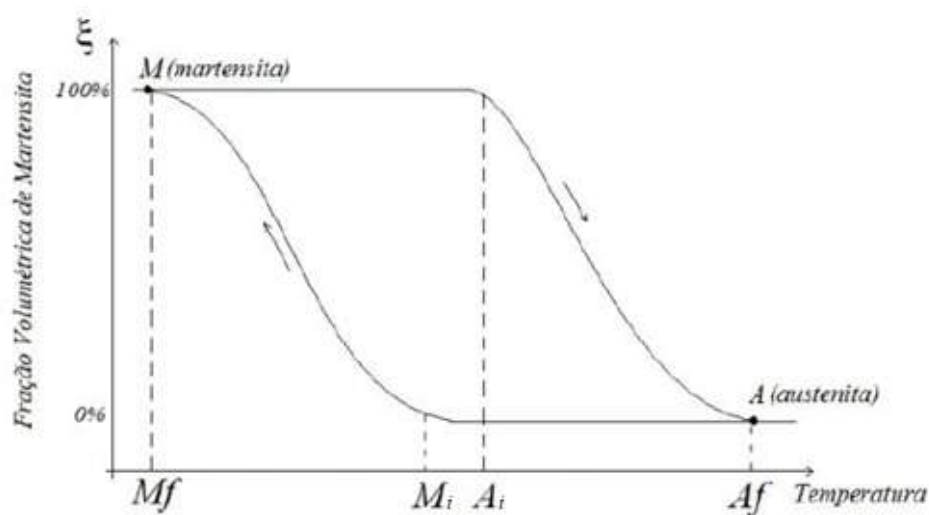
Fonte: (LAGOUDAS, 2008)

Segundo Zanaboni (2008), de uma maneira geral, definem-se quatro temperaturas características de transformação, em ordem de menor para maior temperatura, são definidos:

- Temperatura final de fase martensita (Martensita final - M_f): temperatura à qual o material é totalmente martensítico;
- Temperatura inicial da fase martensita (Martensita inicial - M_i): temperatura em que, quando a austenita é resfriada, começa a se transformar em martensita;
- Temperatura inicial da fase austenita (*Austenita inicial* - A_i): temperatura na qual a martensita começa a se transformar em austenita;
- Temperatura final de fase austenita (*Austenita final* - A_f): temperatura na qual a mudança para austenita está completa.

A Figura 2.2 ilustra o comportamento da martensita em função de temperatura. Abaixo do M_f , a liga se encontra na fase martensítica. Ao ser aquecido e atingir a temperatura A_i , a transformação para a fase austenítica começa a surgir. Na temperatura A_f a transformação esta completa, e toda a liga se encontra na fase austenítica.

Figura 2.2 – Evolução da fração volumétrica de martensita (ξ) x temperatura (T)



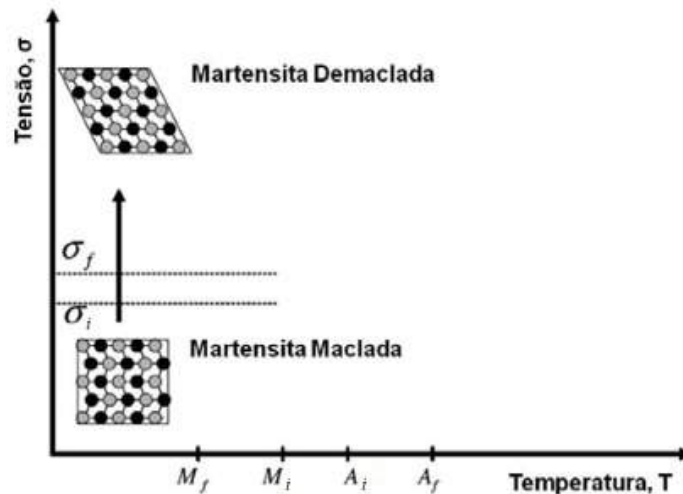
Fonte: Modificado de (LOPES, 2014)

2.1.2 Efeito de memória de forma

Caso uma carga mecânica seja aplicada a uma liga LMF que está na fase de martensita maclada, é possível que resulte numa variação macroscópica da forma, ou seja, uma deformação, e esta nova configuração se mantenha após a retirada da carga. Ocorreria então, uma mudança da orientação dos planos cristalográficos da liga, passando a direção conforme a orientação do carregamento. Esse processo é conhecido como "demaclagem" e dá origem a martensita demaclada ou *detwinned*, como é ilustrado na Figura 2.3 (ZHANG; ROGERS; LIANG, 1991). A tensão mínima necessária para a demaclagem é chamada de

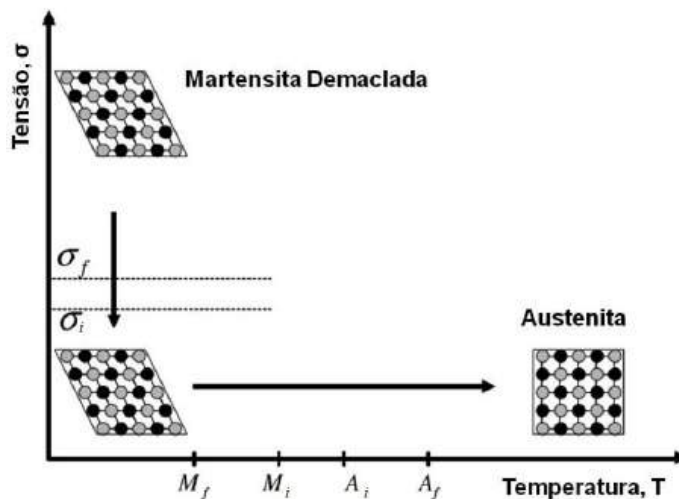
tensão inicial de demaclagem (σ_i). Uma carga elevada acarretará na demaclagem total da martensita, e a este nível de carga exercido é chamado de tensão final de demaclagem (σ_f). Um aquecimento subsequente da martensita demaclada até uma temperatura superior a A_f (sem aplicação de carga), toda a fase sólida, que anteriormente era martensita maclada, se transformaria em austenita e o material iria recuperar sua geometria original, como pode ser visto na Figura 2.4. Um resfriamento a uma temperatura abaixo de M_f , faria com que toda fase sólida do material se tornasse martensita maclada novamente, não havendo mudança na forma associada. A esse fenômeno se dá o nome de Efeito de Memória de Forma, que é definido por Delaey et al. (1974) como a capacidade de um material retornar a sua forma inicial.

Figura 2.3 – Processo de demaclagem de uma liga com memória de forma



Fonte: Modificado de (LAGOUDAS, 2008)

Figura 2.4 – Aquecimento de uma liga LMF após a retirada de uma carga mecânica aplicada

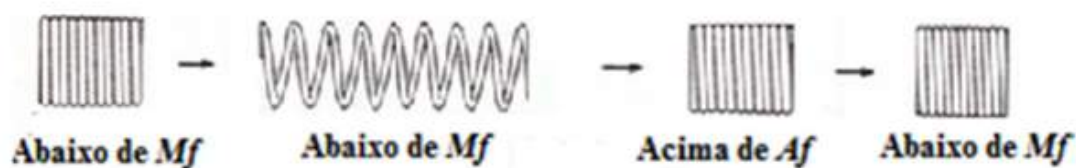


Fonte: Modificado de (LAGOUDAS, 2008)

2.1.2.1 Efeito de memória de forma de único caminho

Uma liga LMF deformada a uma temperatura baixa (inferior a M_f) pode ser facilmente deformada através da aplicação de uma carga. Porém existe a restrição de que a deformação não pode ultrapassar certo limite (SCHWARTZ, 2009). O material é capaz de recuperar a sua forma original através da transformação inversa, ou seja, quando é aquecido acima de A_f . Assim, a forma inicial do material, conhecida como forma quente é restaurada, conforme ilustrado na Figura 2.5. Este efeito é chamado de efeito de memória de forma único caminho (*One Way Effect*), já que apenas uma forma do material é memorizada.

Figura 2.5 – Esquema do efeito de memória de forma de único caminho numa mola cilíndrica

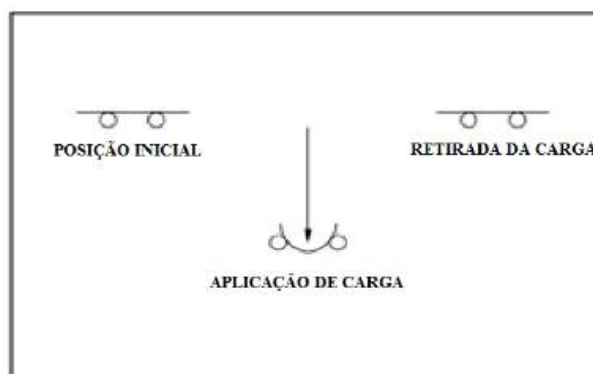


Fonte: Modificado de (ZHAO, 2006)

2.1.3 Superelasticidade

O efeito superelasticidade, também conhecido por pseudoelasticidade, pode ser observado em temperaturas superiores a A_f e está associado a transformação martensítica induzida por tensão (OTSUKA; WAYMAN, 1998; FUNAKUBO, 1987). Ao aplicar uma carga mecânica, o material se comporta de maneira elástica, onde ocorre uma transformação para martensítica demacada, seguido de uma subsequente recuperação de forma, após a remoção do carregamento em temperaturas acima de A_f . Portanto, a tensão aplicada acima da temperatura crítica, provoca a transformação da austenita para martensita, e com a retirada da tensão, o material retorna à sua fase de austenita e a sua deformação se recupera superelasticamente (DELAHEY et al., 1974). A Figura 2.6 ilustra um exemplo do fenômeno da superelasticidade.

Figura 2.6 – Aplicação da superelasticidade em uma situação de flexão



Fonte: Modificado de (SCHWARTZ, 2002)

2.2 Usinagem por Eletroerosão

A usinagem por descargas elétricas, do inglês *electrical discharge machining* (EDM), ou eletroerosão, foi um dos precursores da usinagem não convencional na indústria moderna. A usinagem por eletroerosão é um processo cujo arranque de material se dá por descargas elétricas no material condutor à ser usinado, provocando a sua fusão e vaporização (EUBANK et al., 1993). Este método é capaz de usinar materiais com altíssima dureza, bem como produzir diâmetros internos profundos, e outras geometrias complexas que, pelos processos convencionais, como torneamento, furação e fresamento, seriam impossíveis ou difíceis de serem realizados. A usinagem por eletroerosão vem sendo utilizada em diversas operações na indústria moderna, em especial para a usinagem de materiais de relativa complexidade. A Figura 2.7 esquematiza uma máquina de eletroerosão, destacando alguns dos seus principais componentes.

Figura 2.7 – Máquina de eletroerosão a penetração e seus principais componentes



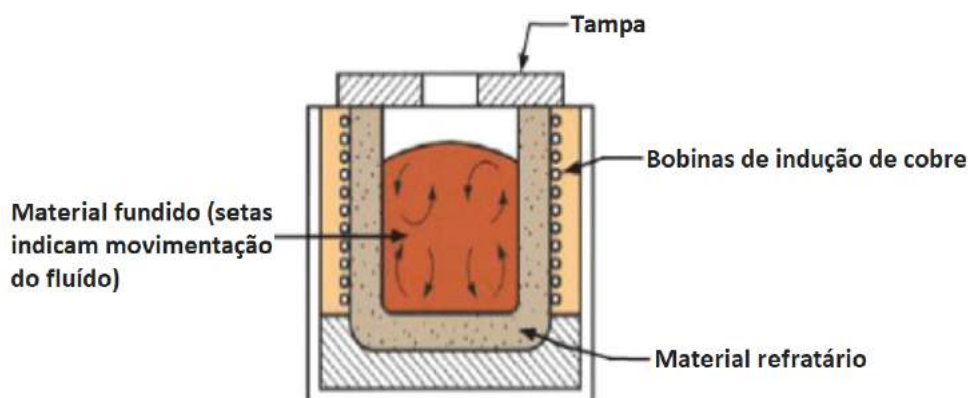
Fonte: (CHARMILLES, 2007)

2.3 Forno elétrico de indução

O forno elétrico de indução baseia seu aquecimento na indução, isto é, aquecendo um objeto eletricamente condutor (geralmente um metal) por indução eletromagnética, onde uma corrente variável, gerada por uma bobina de cobre, cria um campo magnético variável e consequentemente, uma corrente variável induzida no metal. A resistividade da carga induz-se no metal uma elevada potência, aquecendo rapidamente a carga até a sua fusão (COSTA, 2019). Esses fornos são muito usados para fusão de materiais condutores, que produzem grande elevação de temperatura, devido as correntes que são induzidas em sua massa.

Os fornos de indução são amplamente utilizados na indústria para a realização de fundições e se destacam pela alta escala de produção, apresentando uma capacidade desde algumas dezenas de quilos até 25 toneladas de material (BALDAM, 2014). No entanto, é um equipamento caro em termos de custo por tonelada fundida. A Figura 2.8 mostra, esquematicamente, um forno elétrico de indução.

Figura 2.8 – Forno elétrico de indução



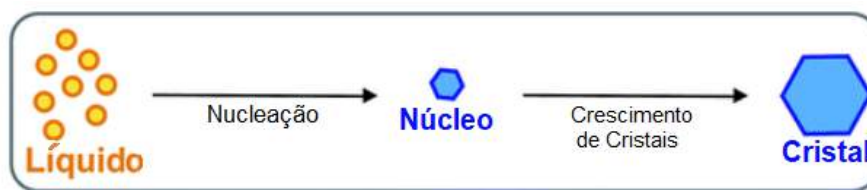
Fonte: (SHYAMSTEEL, 2016)

2.4 Cristalização

Cristalização é o processo (natural ou artificial) pelo qual um sólido se forma, cujo os átomos ou moléculas são altamente organizados em uma estrutura conhecida como cristal. A cristalização ocorre em duas etapas principais. A primeira é a nucleação, que 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 (BALDAM, 2014). A nucleação pode ser homogênea, ou seja, ocorre quando o líquido apresenta a mesma temperatura em todos os pontos e não existem pontos de nucleação preferenciais, como partículas entranhas e superfícies sólidas, ou pode ser heterogênea, quando a nucleação acontece em pontos, de

forma não uniforme e os núcleos são originados de partículas já existentes, por exemplo, impurezas, ou em interfaces sólidas com o líquido. A segunda etapa é conhecida como crescimento de cristais, que é o subsequente aumento no tamanho do núcleo, levando a um estado cristalino. Caso não haja a formação de núcleos, o crescimento de cristal não ocorre. Contudo, mesmo que exista núcleos presentes no material, se o processo de crescimento não ocorrer, não se desenvolverá uma fase cristalina (SHELBY, 1997).

Figura 2.9 – Esquema do processo de cristalização.



Fonte: Adaptado de (SAUTER et al., 2015)

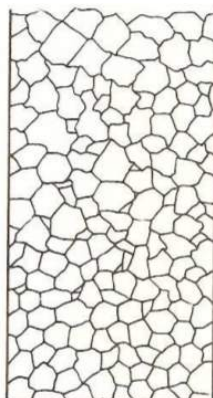
2.5 Refino de grão e inoculantes

Os grãos de uma estrutura cristalina crescem a partir de um único núcleo, logo um maior número de núcleos fará que mais grãos se formem, resultando em um menor tamanho de grão, ou seja, no refino de grão (GRUZLESKI; CLOSSET; SOCIETY, 1990). Para uma liga desempenhar um bom desempenho mecânico, é importante que a mesma possua menor tamanho de grãos, já que dessa forma, a resistência mecânica do material é mais elevada. Durante uma deformação plástica, deve ocorrer um deslocamento de discordâncias nos contornos dos grãos. Como os grãos possuem diferentes orientações cristalográficas, a discordância precisa alterar sua direção de deslocamento, então os contornos funcionam como uma barreira, restringindo o escorregamento das discordâncias, e portanto, a deformação plástica. Logo, um material com grãos finos possui uma maior resistência mecânica do que um material com grãos grosseiros, já que possui uma maior densidade de contornos de grãos. Consequentemente, o refino de grão tornou-se uma prática muito comum na indústria moderna, uma vez que melhora as propriedades mecânicas, o acabamento superficial e reduz as tensões residuais internas (QUESTED, 2004; ZHANG et al., 2005).

Uma das formas que o procedimento de refino de grão é possível ser realizado é através do processo de inoculação (HOSSEINI; SHABESTARI; GHOLIZADEH, 2013). A inoculação consiste da adição de inoculantes ao metal líquido, para que o material seja solidificado com microestrutura fina e equiaxial, como mostra o esquema da Figura 2.10. O inoculante por sua vez, é um elemento com alto poder de nucleação, adicionado propositalmente ao metal líquido para agir como catalizador da nucleação (GARCIA, 2007; MÜLLER, 2002).

Os inoculantes são dispersos uniformemente no metal líquido durante a fundição. Assim, cada partícula atua como um substrato localizado para nuclear a fase sólida. Na tabela 2.1 estão listados os inoculantes mais comuns utilizados para as ligas de cobre, bem como suas respectivas eficiências.

Figura 2.10 – Esquema de um lingote formado por grãos equiaxiais



Fonte: Modificado de (FERREIRA et al., 2016)

Tabela 2.1 – Inoculantes para refino de grão de ligas de cobre

Metal e liga	Inoculantes	Eficiência relativa
Ligas de cobre	Ferro	Moderada
	Nióbio	Baixa
	Vanádio	Baixa

Fonte: (BALDAM, 2014)

Segundo Gruzleski, Closset e Society (1990), o refino de grão por meio de inoculação não tem efeito sobre o espaçamento dendrítico e conseqüentemente não exerce o mesmo benefício que o resfriamento rápido sobre as propriedades mecânicas do material. Logo, não se deve considerar apenas a inoculação para a obtenção de um refino, mas também a velocidade do resfriamento.

2.5.1 Efeito da utilização de Nióbio como inoculante em uma liga de cobre

OLIVEIRA (2009) ao estudar as ligas Cu-Al-Be, 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 2.11 e 2.12. Deduzindo que o Nb tem um efeito preponderante como redutor, ao analisar a liga com e sem o uso do Nb.

Figura 2.11 – Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be (% em peso).



Fonte: (OLIVEIRA, 2009)

Figura 2.12 – Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).



Fonte: (OLIVEIRA, 2009)

2.6 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 resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas. 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).

Os tratamentos térmicos podem ser realizados em uma peça nas diversas etapas do seu processo de produção. Por exemplo, o tratamento pode ser aplicado antes da conformação plástica, para reduzir a dureza do metal. Em outros casos, o tratamento térmico pode ser usado para aliviar os efeitos de um encruamento, por exemplo. O tratamento térmico também pode ser aplicado ao final de etapas de fabricação, para conferir a resistência mecânica e a dureza necessárias ao produto final. Os principais tratamentos térmicos são: homogeneização, recozimento, têmpera, endurecimento por precipitação e tratamento de endurecimento superficial (GROOVER, 2014).

2.6.1 Têmpera

O tratamento térmico da têmpera consiste em duas etapas: austenitização e resfriamento brusco. A austenitização envolve o aquecimento do aço em uma temperatura suficientemente alta para transformá-lo, parcial ou por completo, em austenita. Desse modo, o material deve ser mantido em temperatura elevada por período suficiente para permitir que a nova fase se forme e seja atingida a necessária homogeneidade da composição (GROOVER, 2014).

A segunda etapa consiste no brusco resfriamento da austenita. A estrutura predominante após a tempera é a martensita, acarretando num aumento da dureza, da resistência ao desgaste e da resistência à tração do material. Resultam também da têmpera, a redução da ductilidade e da tenacidade, bem como o aparecimento de tensões internas. Porém, tais inconvenientes podem ser atenuados ou eliminados por um outro tratamento térmico denominado revenimento (CHIAVERINI, 1986).

A taxa de resfriamento da têmpera depende do meio usado e da taxa de transferência de calor da peça. Vários meios de têmpera são usados na prática industrial de tratamento térmico, como: água salgada, água, óleo, e até mesmo o ar. A têmpera em água salgada propicia as taxas de resfriamento mais elevadas, enquanto a têmpera ao ar dá a menor taxa. Porém, quanto mais eficiente for o meio de têmpera na extração de calor, maior é a probabilidade de causar tensões internas, distorção e trincas na peça. Em relação a taxa de transferência de calor da peça, principalmente a massa e a geometria do material influenciará na taxa de resfriamento da têmpera (GROOVER, 2014).

Nas ligas passíveis do efeito de memória de forma, como as ligas de base cobre, a têmpera é a responsável pela ativação das propriedades especiais do material.

2.6.2 Homogeneização

A homogeneização é um tratamento térmico geralmente aplicado em peças obtidas por processo de fundição. Na fundição, diferentes regiões do lingote se resfriaram sob diferentes taxas, e conseqüentemente, solidificam em taxa de velocidades diferentes, levando

a formação de uma estrutura não-uniforme. O tratamento 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. A 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 et al., 2015). O tempo e a temperatura empregada neste tratamento dependem da taxa de difusão e da estrutura original da peça. É importante destacar que temperaturas mais elevadas promovem uma homogeneização química num menor tempo; no entanto, o material estará mais exposto a efeitos nocivos, como, por exemplo, o excessivo efeito da corrosão. A homogeneização colabora ainda para um aumento da ductilidade e melhora na estabilidade dimensional da peça (FREITAS, 2014).

3 Materiais e Métodos

Neste capítulo serão apresentados os materiais e métodos utilizados no desenvolvimento deste trabalho.

3.1 Elaboração da liga, tratamentos térmicos e confecção dos corpos de prova, e caracterização por microscopia óptica

Nesta seção será explicado detalhadamente os materiais e procedimentos realizados para elaboração da liga, tratamento térmicos e caracterização por microscopia óptica.

3.1.1 Elaboração da liga

A partir da liga composta por Cu-Al-Mn-Nb-Ni, alterou-se a porcentagem de Nb três vezes (0,25%, 0,5% e 1%), obtendo-se três ligas com composição nominal distintas, onde manteve-se Mn e Al fixos em 11,9% e 9,8%, respectivamente, e o Cu complementando a liga. A carga da liga era composta por Al e Cu comercialmente puros e para os refinadores de grão foi utilizada a liga mãe Nb 58,86% - Ni 41,14%. Essas ligas mães foram previamente elaboradas, em atmosfera controlada, utilizando cadinho de soleira fria. Os componentes das ligas foram cortados, em seguida pesados com o auxílio de uma balança de precisão modelo Shimadzu AY220, representado na Figura 3.1. Em relação ao Manganês, foi necessária a realização de uma decapagem com ácido nítrico a 10%, para a desoxidação da superfície, após sua pesagem. Em seguida, o elemento foi lavado com água e depois com álcool isopropílico, a fim de retirar-se totalmente o ataque ácido. Por fim, procedeu-se a secagem com fluxo de ar quente e prontamente o Mn foi adicionado ao processo de fusão para evitar a formação de uma nova camada de óxido.

Figura 3.1 – Balança de precisão



Fonte: (SERVICES, 2019)

Uma quantidade aproximada de 350g de cada liga foi elaborada em um cadinho de cerâmica com parte interna de grafite, mostrado na Figura 3.2, sob atmosfera ambiente, em um forno de indução elétrico da INDUTHERM, modelo MU 400, mostrado na Figura 3.3, em uma temperatura de trabalho em torno de 1300°C. Em seguida, a liga foi vazada em um molde de seção retangular com dimensões de 90 mm de comprimento, 22 mm de largura, 40 mm de altura, como pode ser visto na Figura 3.4.

Figura 3.2 – Cadinho de cerâmica com parte interna de grafite



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 3.3 – Forno de indução



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 3.4 – Molde de seção retangular



Fonte: Elaborada pelo autor

3.1.2 Tratamentos Térmicos e confecção dos corpos de prova

Após o processo de fundição, as ligas foram submetidas ao tratamento de homogeneização a 850°C, durante 12h, em um forno tipo Mufla, monofásico, da JUNG, modelo 0912, ilustrado na Figura 3.5. Seguido o processo de homogeneização, corpos de prova foram usinados na oficina mecânica da UFPB, via eletroerosão a fio, utilizando

um equipamento da BENER, modelo *electrocut* AR1300, como representado na Figura 3.6. A Figura 3.7 ilustra um esquema do corpo de prova, bem como as suas dimensões, em milímetros, das amostras confeccionadas. Posteriormente, foi realizado o tratamento térmico de têmpera nos corpos de prova. O procedimento consistiu no aquecimento da liga a 850°C, durante um período de 30min, em um forno tipo Mufla, seguido por um resfriamento brusco em água a temperatura de 25°C, para a obtenção do efeito de memória de forma.

Figura 3.5 – Forno tipo Mufla



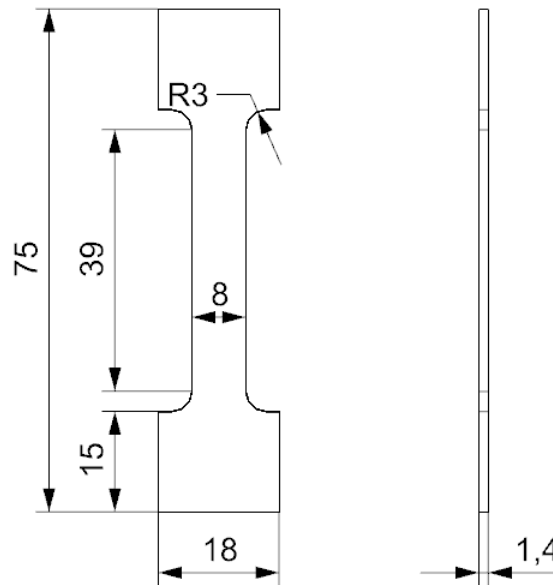
Fonte: (CASALAB, 2019)

Figura 3.6 – Máquina de eletroerosão a fio



Fonte: (BRITO, 2012)

Figura 3.7 – Desenho esquemático do corpo de prova com dimensões em milímetros



Fonte: Modificado de (CALUÊTE, 2012)

3.1.3 Caracterização da liga por microscopia óptica

A análise microestrutural das amostras foi feita em um microscópio óptico AXIO-TECH 30, com lentes Carl Zeiss, mostrado na Figura 3.8, e através do software ANALYSYS. As amostras foram selecionadas da região central do lingote, representada na Figura 3.9 sob a forma de hachura. As amostras foram polidas mecanicamente em lixas 80, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200, enquanto eram resfriadas por água a uma temperatura de 25°C. Depois, receberam acabamento com alumina 1 μm , até a superfície ficar isenta de riscos. Para visualização dos contornos de grão, foi feito um ataque químico utilizando-se uma solução aquosa de Cloreto de Ferro. No ataque, a amostra foi submersa na solução durante aproximadamente 10 segundos e em seguida lavou-se imediatamente a superfície com álcool isopropílico. Posteriormente, ocorreu a secagem da amostra, onde passou-se um pequeno chumaço de algodão umedecido com álcool isopropílico e logo depois, submeteu-se o corpo de prova a um jato de ar quente. Feito o procedimento, o material seguiu para análise no microscópio óptico.

Para verificar o tamanho de grão utilizou-se uma linha de comprimento aleatório, em escala com a figura, a partir do qual foram quantificados os grãos por ela interceptada. A granulometria foi calculada pelo quociente abaixo:

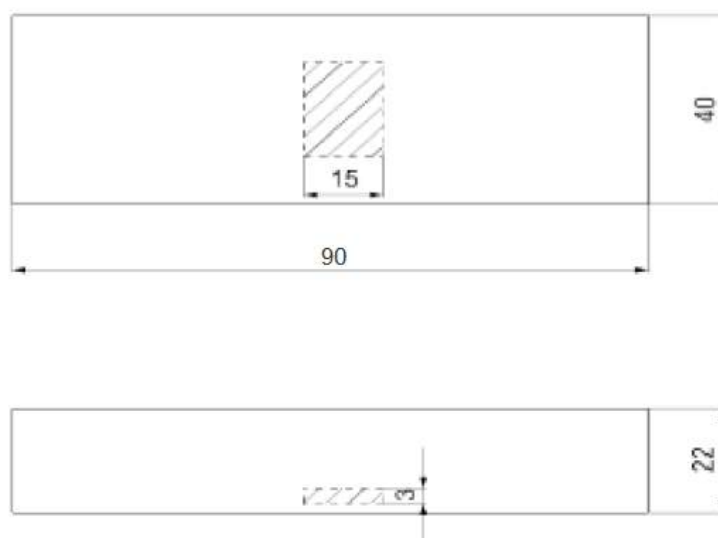
$$\frac{\text{Comprimento da linha}}{\text{Número de grãos interceptados}} \quad (3.1)$$

Figura 3.8 – Microscópio óptico



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 3.9 – Representação da região usinada do lingote.



Fonte: Modificado de (CALUÊTE, 2012)

3.2 Determinação das propriedades termomecânicas da liga através de ensaio de tração

Nesta seção será detalhado o procedimento realizado para determinação das propriedades termomecânicas da liga através de ensaio de tração e superelasticidade.

3.2.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados utilizando uma máquina de tração estática da SHIMADZU, modelo AG-X10kN Plus, como mostra a Figura 3.10. O ensaio consiste na aplicação de carga no corpo de prova até que este seja rompido. A taxa de deformação utilizada foi de 0,05mm/s, de modo a não induzir a transformação reversa de fases.

Figura 3.10 – Máquina de tração estática



Fonte: Elaborada pelo autor

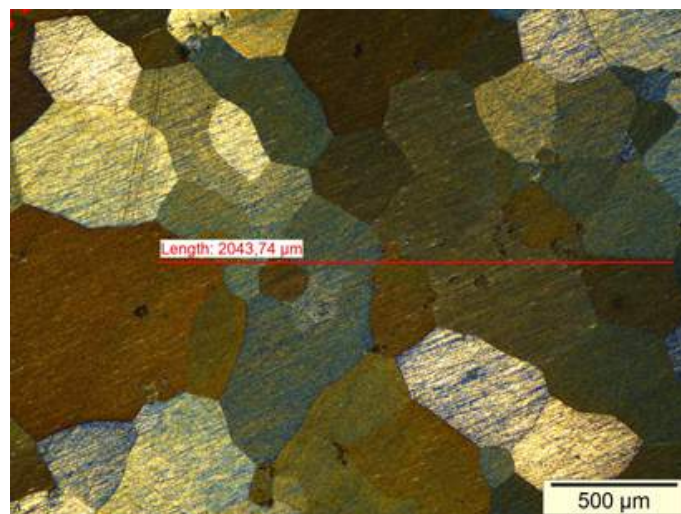
4 Resultados e Discussão

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos nesse trabalho bem como a discussão dos mesmos.

4.1 Caracterização da liga por microscopia óptica

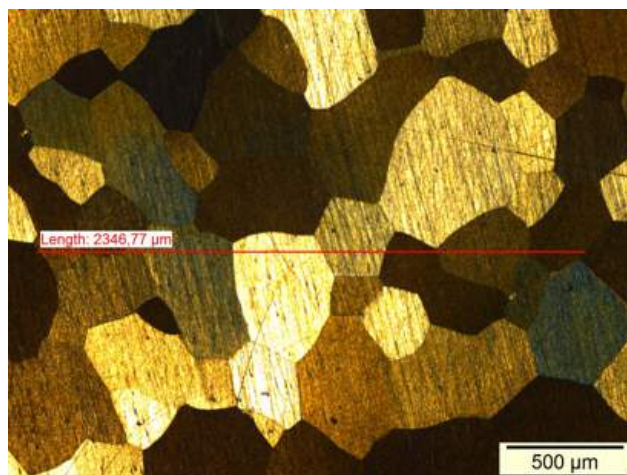
Nas Figuras 4.1, 4.2 e 4.3 são apresentadas as fotomicrografias da liga Cu-Mn-Al-Nb-Ni com a variação do teor de Nb em 0,25%, 0,5% e 1%, respectivamente. Pode-se observar pelas figuras e pela Tabela 4.1, que a adição do Nb como agente nucleante à liga Cu-Mn-Al ocasionou o refino do grão para valores inferiores aqueles sem adição do refinador, como mostrou CALUÊTE (2012), que obteve granulometria média de 980 μm . À medida que foi aumentado o teor do Nb, houve incremento no refino, comprovando a eficácia do quarto elemento como elemento de nucleação heterogênea.

Figura 4.1 – Microestrutura da liga Cu-Mn-Al-X-Ni (X= 0,25 Nb)



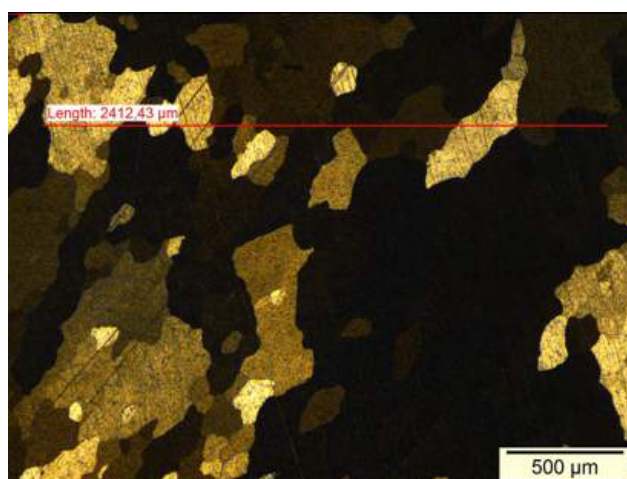
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.2 – Microestrutura da liga Cu-Mn-Al-X-Ni (X= 0,5 Nb)



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.3 – Microestrutura da liga Cu-Mn-Al-X-Ni (X= 1,0 Nb)



Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 4.1 – Influência do Nb no tamanho médio do grão

%Nb	Tamanho médio do grão (μm)
0,25	329,25
0,5	260,75
1,0	172,36

Fonte: Elaborada pelo autor

4.2 Ensaio de Tração

Foram realizados 5 ensaios de tração para cada uma das composições da liga Cu-Mn-Al-X-Ni (X= 0,25; 0,5 e 1,0% Nb). A partir dos ensaios, foram obtidos os valores médios da deformação, tensão de indução e limite de resistência à tração para cada teor do agente refinador. Os resultados se apresentaram das formas apresentadas a seguir.

4.2.1 %Nb X Deformação (%)

A Tabela 4.2 a seguir mostra os valores médios de deformação encontrados para cada percentual de Nb utilizado.

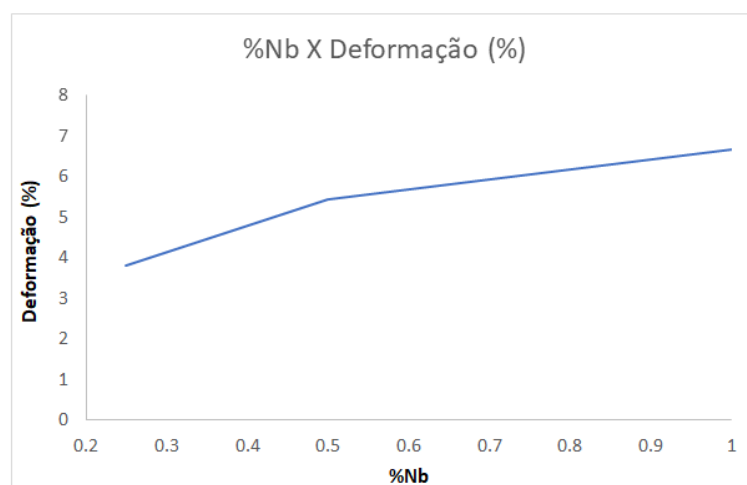
Tabela 4.2 – Influência do teor de Nb na deformação média

%NB	Deformação Média (%)
0,25	3,8
0,5	5,435
1	6,67

Fonte: Elaborada pelo autor

Com base nos valores da Tabela 4.2 foi plotado o gráfico apresentado na Figura 4.4. Através deste gráfico é possível perceber um aumento na capacidade de deformação do material em virtude do acréscimo de Nb, atingindo valores superiores aqueles obtidos sem a adição do refinador, que foi de 3,5% (CALUÊTE, 2012). Tal fato pode ser explicado pela maior densidade de contornos de grão, que servem como barreira à propagação de trincas e fraturas.

Figura 4.4 – Gráfico teor de Nb *versus* deformação



Fonte: Elaborada pelo autor

4.2.2 %Nb X Tensão de Indução (MPa)

A Tabela 4.3, mostra os valores médios de tensão de indução martensítica encontrados para cada percentual de Nb utilizado.

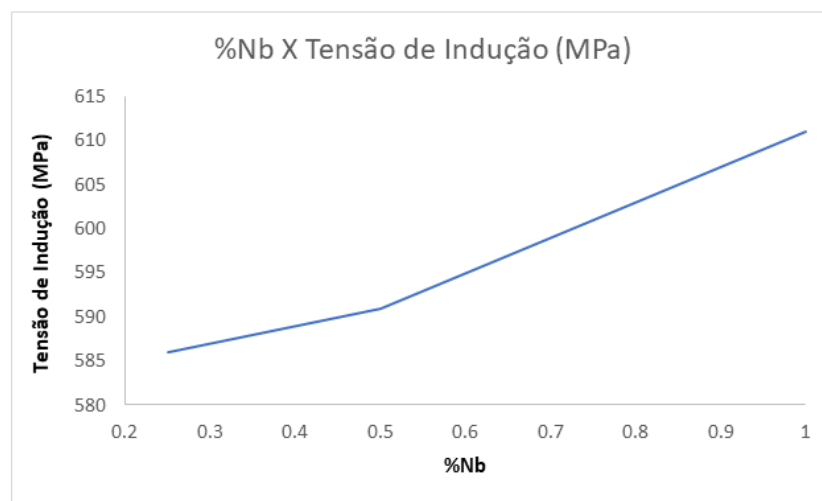
Tabela 4.3 – Influência do teor de Nb na tensão de indução

%NB	Tensão de Indução (MPa)
0,25	586
0,5	591
1	611

Fonte: Elaborada pelo autor

Através dos resultado experimentais apresentados na Tabela 4.3 foi plotado o gráfico mostrado na Figura 4.5. Apesar do leve aumento no valor da tensão de indução em função do acréscimo de Nb, os valores médios ficaram bastante próximos, como ilustra o gráfico na Figura 4.5. Portanto, sugere-se que o refinador teve pouca influência sob o surgimento da fase martensítica através de mecanismos de deformação.

Figura 4.5 – Gráfico teor de Nb *versus* tensão de indução



Fonte: Elaborada pelo autor

4.2.3 %Nb X Limite de Resistência à Tração (MPa)

A Tabela 4.4 a seguir, mostra os valores médios de Limite de resistência a tração encontrados para cada percentual de Nb utilizado.

Tabela 4.4 – Influência do teor de Nb no limite de resistência à tração

%Nb	Limite de Resistência à Tração (MPa)
0,25	662
0,5	711,3393
1	638,5357

Fonte: Elaborada pelo autor

Com base nos valores da Tabela 4.4 foi plotado o gráfico apresentado na Figura 4.6. É possível observar um acréscimo no limite de resistência entre 0,25 e 0,5% de Nb e, após isso, um decréscimo para valores de 1,0% Nb. Esse resultado pode ser atribuído aos defeitos obtidos no corte a fio, que deram origem a pontos de concentração de tensão que vieram a diminuir a tenacidade das amostras. Ainda assim, em comparação com a liga sem refinador de grão (CALUÊTE, 2012), houve um acréscimo de até 218%.

Figura 4.6 – Gráfico teor de Nb *versus* limite de resistência à tração



Fonte: Elaborada pelo autor

5 Conclusão

As ligas com memória de forma à base de Cu possuem boas propriedades mecânicas e baixo custo, contudo sofrem de trincas intergranulares e baixa ductilidade devido aos grãos grosseiros. Neste trabalho, para melhorar o desempenho dessas ligas à base de Cu, os grãos de uma liga composta por Cu-Mn-Al, foram refinados usando o Nb-Ni como inoculante. Foi feita uma comparação com a variação de diferentes quantidades de inoculante na composição da liga.

A partir dos resultados obtidos e das análises realizadas, é possível concluir que a microscopia óptica revelou que os elementos Nb-Ni refinaram os grãos da liga Cu-Mn-Al. Observou-se que à medida que foi aumentado o teor do Nb, houve incremento no refino, comprovando a eficácia do quarto elemento como elemento de nucleação heterogênea.

Outra conclusão, com base nos resultados obtidos, é que 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.

Com isso, é mostrado que utilizando a técnica da inoculação, é possível diminuir as fraquezas relacionadas aos grãos grosseiros da liga com memória de forma Cu-Mn-Al.

Referências

- BALDAM, R. D. L. *Fundação - Processos E Tecnologias Correlatas*. 2. ed. São Paulo: ERICA, 2014. Citado 2 vezes nas páginas 22 e 24.
- BRINSON, L. One-dimensional constitutive behavior of shape memory alloys: Thermomechanical derivation with non-constant material functions and redefined martensite internal variable. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, v. 4, n. 2, p. 229–242, 1993. Disponível em: <<https://doi.org/10.1177/1045389X9300400213>>. Citado na página 16.
- BRITO, I. C. A. *Influência da Ciclagem Térmica nas Temperaturas de Transformação de Fase e Quantificação das Deformações Residuais em Ligas com Memória de Forma Cu-Al-Be-Nb-Ni*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal da Paraíba, 2012. Citado na página 31.
- BUEHLER, W. J.; GILFRICH, J. V.; WILEY, R. C. Effect of low-temperature phase changes on the mechanical properties of alloys near composition tini. *Journal of Applied Physics*, v. 34, n. 5, p. 1475–1477, 1963. Citado 2 vezes nas páginas 13 e 16.
- CALUÊTE, R. E. *Estudo das propriedades termomecânicas da liga Cu78,3% - Al9,8% - Mn11,9%*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal da Paraíba, 2012. Citado 5 vezes nas páginas 32, 33, 35, 37 e 39.
- CASALAB. *Forno Mufla 1200 °C - 9 Litros - Lf 0912*. 2019. Disponível em: <https://www.casalab.com.br/produtos/104/7285_>. Acesso em: Janeiro de 2019. Citado na página 31.
- CHARMILLES. *Photos*. 2007. Disponível em: <<http://www.agie-charmilles.com/>>. Citado na página 21.
- CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos*. 7. ed. São Paulo: Academia Brasileira de Metais, 1986. Citado 2 vezes nas páginas 25 e 26.
- COSTA, M. A. *FORNO ELETRICO POR INDUCAO*. 2019. Disponível em: <<https://www.scribd.com/doc/130920494/FORNO-ELETRICO-POR-INDUCAO>>. Citado na página 22.
- DELAHEY, L. et al. Thermoplasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations - part 1 structural and microstructural changes associated with the transformations. *Journal of Materials Science*, v. 9, p. 1521–1535, 09 1974. Citado 2 vezes nas páginas 19 e 20.
- EUBANK, P. T. et al. Theoretical models of the electrical discharge machining process. iii. the variable mass, cylindrical plasma model. *Journal of Applied Physics*, v. 73, p. 7900 – 7909, 07 1993. Citado na página 21.
- FERREIRA, A. M. et al. *Exercício prático da disciplina de Laboratório de Engenharia de Materiais III – Fundição e Solidificação*. Lorena, 2016. Citado na página 24.

- FREITAS, P. S. de. *Tratamento térmico dos metais – Da teoria à prática*. São Paulo: Senai-SP Editora, 2014. 200 p. Citado na página 27.
- FUJITA, H.; TOSHIYOSHI, H. Micro actuators and their applications. *Microelectronics Journal*, v. 29, n. 9, p. 637 – 640, 1998. ISSN 0026-2692. Low Dimensional Structures and Devices: Micromachined Devices. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0026269298000275>>. Citado na página 16.
- FUNAKUBO. *Shape Memory Alloys*. Taylor & Francis, 1987. ISBN 9782881241369. Disponível em: <<https://books.google.ca/books?id=YAdhQgAACAAJ>>. Citado na página 20.
- FURUYA, Y.; SHIMADA, H. Shape memory actuators for robotic applications. *Materials Design*, v. 12, n. 1, p. 21 – 28, 1991. ISSN 0261-3069. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/026130699190088L>>. Citado na página 16.
- GARCIA, A. *Solidificação: fundamentos e aplicações*. Campinas: Editora da Unicamp, 2007. 399 p. ISBN 9788526807822. Citado na página 23.
- GROOVER, M. P. *Introdução aos Processos de Fabricação*. [S.l.]: LTC, 2014. Citado na página 26.
- GRUZLESKI, J.; CLOSSET, B.; SOCIETY, A. F. *The Treatment of Liquid Aluminum-silicon Alloys*. American Foundrymen's Society, Incorporated, 1990. Disponível em: <<https://books.google.ca/books?id=5yNPAQAIAAJ>>. Citado 2 vezes nas páginas 23 e 24.
- HARTL, D. J.; LAGOUDAS, D. C. Aerospace applications of shape memory alloys. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering*, v. 221, n. 4, p. 535–552, 2007. Disponível em: <<https://doi.org/10.1243/09544100JAERO211>>. Citado na página 16.
- HODGSON, D. E.; WU, W. M.; BIERMANN, R. Shape memory alloys. In: *Metals Handbook*. Ohio: ASM International, 1990. v. 2, p. 897–902. Citado na página 16.
- HOSSEINI, V.; SHABESTARI, S.; GHOLIZADEH, R. Study on the effect of cooling rate on the solidification parameters, microstructure, and mechanical properties of In13 alloy using cooling curve thermal analysis technique. *Materials Design*, v. 50, p. 7 – 14, 2013. ISSN 0261-3069. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306913001994>>. Citado na página 23.
- LAGOUDAS, D. *Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications*. Springer US, 2008. (Springer ebook collection / Chemistry and Materials Science 2005-2008). ISBN 9780387476858. Disponível em: <<https://books.google.ca/books?id=jY-qVrZkqBEC>>. Citado 2 vezes nas páginas 17 e 19.
- LANGENHOVE, L. V.; HERTLEER, C. Smart clothing: a new life. *International Journal of Clothing Science and Technology*, v. 16, n. 1/2, p. 63–72, 2004. Disponível em: <<https://doi.org/10.1108/09556220410520360>>. Citado na página 16.
- LOPES, L. A. A. *Influência da taxa de resfriamento e do tempo de encharque criogênico em propriedades térmicas e mecânicas de uma liga NiTi*. Brasília: Universidade de Brasília, 2014. Citado na página 18.

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, n. 1, p. 156 – 163, 2009. ISSN 0925-8388. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838808002119>>. Citado na página 13.

MÜLLER, A. *Solidificação e análise térmica dos metais*. Porto Alegre, RS: UFRGS editora, 2002. 278 p. Citado na página 23.

OLIVEIRA, D. F. *Determinação das propriedades termomecânicas de ligas CuAlNi e CuAlBe com efeito memória de forma para utilização como atuadores mecânicos*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal da Paraíba, 2009. Citado 2 vezes nas páginas 24 e 25.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. *Shape Memory Materials*. Cambridge University Press, 1998. ISBN 9780521444873. Disponível em: <<https://books.google.ca/books?id=dxpjQgAACAAJ>>. Citado 3 vezes nas páginas 13, 16 e 20.

PENG, Q. et al. Effects of homogenization treatment on the microstructure and mechanical properties of mg–8li–3al–y alloy. *Materials Design*, v. 66, p. 566 – 574, 2015. ISSN 0261-3069. Lightweight Materials and Structural Solutions for Transport Applications. Citado na página 27.

PETRINI, L.; MIGLIAVACCA, F. Biomedical applications of shape memory alloys,. *Journal of Metallurgy*, v. 2011, 2011. Citado na página 16.

QUESTED, T. E. Understanding mechanisms of grain refinement of aluminium alloys by inoculation. *Materials Science and Technology*, Taylor Francis, v. 20, n. 11, p. 1357–1369, 2004. Citado na página 23.

RYHANEN, J. *Biocompatibility evaluation of nickel-titanium shape memory metal alloy*. Tese (Doutorado) — Faculty of Medicine, Oulu University, Oulu, Finlandia, 1999. Citado na página 16.

SAMPATH, V. Studies on the effect of grain refinement and thermal processing on shape memory characteristics of cu–al–ni alloys. *Smart Materials and Structures*, IOP Publishing, v. 14, n. 5, p. S253–S260, aug 2005. Disponível em: <<https://doi.org/10.1088%2F0964-1726%2F14%2F5%2F013>>. Citado na página 13.

SAMPATH, V. Improvement of shape-memory characteristics and mechanical properties of copper–zinc–aluminum shape-memory alloy with low aluminum content by grain refinement. *Materials and Manufacturing Processes*, Taylor Francis, v. 21, n. 8, p. 789–795, 2006. Disponível em: <<https://doi.org/10.1080/10426910600837756>>. Citado na página 13.

SAUTER, A. et al. On the question of two-step nucleation in protein crystallization. *Faraday Discuss.*, The Royal Society of Chemistry, v. 179, p. 41–58, 2015. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1039/C4FD00225C>>. Citado na página 23.

SAVI, M. *Dinâmica Não-linear e Caos*. Rio de Janeiro: E-PAPERS, 2006. ISBN 9788576500629. Disponível em: <<https://books.google.ca/books?id=AlKIjK9zz0oC>>. Citado na página 17.

SCHWARTZ. *Encyclopedia of Smart Materials*. 1. ed. [S.l.]: John Wiley and Sons, 2002. ISBN 9780471177807. Citado na página 21.

SCHWARTZ, M. *Smart Materials*. 1a. ed. Boca Raton: CRC Press, 2009. Citado 3 vezes nas páginas 16, 17 e 20.

SERVICES, S. *Shimadzu AY220 AW/AX/AY Series*. 2019. Disponível em: <<https://spectraservices.com/product/AY220.html>>. Acesso em: Janeiro de 2019. Citado na página 29.

SHELBY, J. *Introduction to Glass Science and Technology*. USA: The Royal Society of Chemistry, 1997. Citado na página 23.

SHYAMSTEEL. *Induction Furnace VS Electric Arc Furnace*. 2016. Disponível em: <<https://shyamsteel.com/faq/induction-furnace-vs-electric-arc-furnace/>>. Acesso em: Dezembro de 2018. Citado na página 22.

STOECKEL, D. Shape memory actuators for automotive applications. *Materials Design*, v. 11, n. 6, p. 302 – 307, 1990. ISSN 0261-3069. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/026130699090013A>>. Citado na página 16.

SUTOU, Y. et al. Characteristics of cu–al–mn-based shape memory alloys and their applications. *Materials Science and Engineering: A*, v. 378, n. 1, p. 278 – 282, 2004. ISSN 0921-5093. European Symposium on Martensitic Transformation and Shape-Memory. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509304000383>>. Citado na página 13.

SUTOU, Y. et al. Effect of grain size and texture on pseudoelasticity in cu-al-mn-based shape memory wire. *Acta Materialia*, v. 53, p. 4121–, 09 2005. Citado na página 13.

WANG, Q. et al. Effects of macroscopic defects on the damping behavior of cualmn shape memory alloy. *Journal of Alloys and Compounds - J ALLOYS COMPOUNDS*, v. 425, p. 200–205, 11 2006. Citado na página 13.

ZANABONI, E. *One Way and Two Way-Shape Memory Effect: Thermo-Mechanical Characterization of Ni-Ti wires*. Dissertação (Mestrado) — Università degli Studi di Pavia, 2008. Citado na página 17.

ZHANG, M.-X. et al. Crystallographic study of grain refinement in aluminum alloys using the edge-to-edge matching model. *Acta Materialia*, v. 53, n. 5, p. 1427 – 1438, 2005. ISSN 1359-6454. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645404007219>>. Citado na página 23.

ZHANG, X. D.; ROGERS, C. A.; LIANG, C. Modeling of two-way shape memory effect. *Philosophical Magazine A*, v. 65, p. 1199–1215, 05 1991. Citado na página 18.

ZHAO, P. *Magnetoelastic coupling in NiMnGa ferromagnetic shape memory alloy*. Tese (Doutorado) — University of Maryland, College Park, 2006. Citado na página 20.

ZHENG, Y. et al. Cu–al–mn alloy with shape memory effect at low temperature. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 441, n. 1, p. 317 – 322, 2007. ISSN 0925-8388. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092583880601557X>>. Citado na página 13.

ÖLANDER, A. An electrochemical investigation of solid cadmium-gold alloys. *Journal of the American Chemical Society*, v. 54, n. 10, p. 3819–3833, 1932. Disponível em: <<https://doi.org/10.1021/ja01349a004>>. Citado na página 16.