



Universidade Federal da Paraíba
Centro de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Mestrado - Doutorado

ESTUDO DA HISTERESE TÉRMICA DE LIGAS Cu-Al-Mn-Ti-B COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

Por

Breno Henrique da Silva Andrade

*Tese de Doutorado apresentada à Universidade Federal da Paraíba para
obtenção do grau de Doutor.*

BRENO HENRIQUE DA SILVA ANDRADE

**ESTUDO DA HISTERESE TÉRMICA DE LIGAS
Cu-Al-Mn-Ti-B COM EFEITO MEMÓRIA DE
FORMA**

Tese apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento às exigências para obtenção do Grau de Doutor.

Orientador: Professor Dr. Dannel Ferreira de Oliveira

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

A553e Andrade, Breno Henrique da Silva.

ESTUDO DA HISTERESE TÉRMICA DE LIGAS Cu-Al-Mn-Ti-B COM
EFEITO MEMÓRIA DE FORMA / Breno Henrique da Silva
Andrade. - João Pessoa, 2018.
90 f. : il.

Orientação: Danniell Ferreira de Oliveira.
Tese (Doutorado) - UFPB/CT.

1. deformação residual. 2. histerese. 3.
superelasticidade. 4. manganês. I. Oliveira, Danniell
Ferreira de. II. Título.

UFPB/BC

ESTUDO DA HISTERESE TÉRMICA DE LIGAS Cu-Al-Mn-Ti-b COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

por

Breno Henrique da Silva Andrade

Tese aprovada em 31 de agosto de 2018

Daniel Ferreira de Oliveira

Prof. Dr. Daniel Ferreira de Oliveira
Orientador - UFPB

Danielle Guedes de Lima Cavalcante

Profa. Dra. Danielle Guedes de Lima Cavalcante
Examinadora Interna - UFPB

Rodinei Medeiros Gomes

Prof. Dr. Rodinei Medeiros Gomes
Examinador Interno - UFPB

Rafael Evaristo Caluete

Prof. Dr. Rafael Evaristo Caluete
Examinador Externo - UFPB

Nilmário Galdino Guedes

Prof. Dr. Nilmário Galdino Guedes
Examinador Externo - IFPB

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha querida esposa Adriana e a minha amada filha Camila.

AGRADECIMENTOS

Agradeço,

A Deus, por todas as oportunidades que tem me dado e por me dar forças e direcionamento para enfrentar as dificuldades em todos os momentos da minha vida.

A minha querida esposa Adriana Correia, pelo amor, companheirismo e compreensão incondicionais e a minha filha Camila, por me presentear todos os dias com o seu sorriso, para renovar minhas forças e nunca me fazer desistir desta jornada.

A minha mãe e todos meus familiares pelo apoio e incentivo dados em toda minha formação acadêmica.

Ao Prof. Severino Jackson (*in memoriam*), meus sinceros agradecimentos pela oportunidade de fazer parte da equipe de técnicos do Laboratório de Solidificação Rápida – LSR, fato de fundamental importância para o desenvolvimento da minha trajetória profissional e acadêmica.

Ao meu orientador e amigo Prof. Danniell Ferreira, por toda a disponibilidade e paciência em sanar minhas dúvidas, pelo auxílio em toda a pesquisa e pelas preciosas sugestões para enriquecimento do trabalho.

Ao Prof. Tadeu Antonio, pelos conhecimentos transmitidos para que o trabalho fosse realizado da melhor forma possível.

Aos amigos da oficina mecânica Josivan, Arthur, Romoaldo, Willian, Fábio e Ailton pelo apoio nas atividades de usinagem.

Aos Professores Rafael Caluête, Ieverton Caiandre, Tibério Passos, Danielle Guedes, Rodinei Gomes, Nilmário Galdino, aos amigos André, Isaque, Joelma, Meyson, Herickson, Larissa, Bruno, Thayza, Lucas, Clésio e todos que, embora não mencionados, contribuíram de forma direta ou indireta para conclusão deste trabalho.

Ao Laboratório de Solidificação Rápida – LSR, pela estrutura e equipamentos para realização do trabalho.

Consagre ao Senhor tudo o que você faz, e os
seus planos serão bem-sucedidos.
Provérbios 16:3

ESTUDO DA HISTERESE TÉRMICA DE LIGAS Cu-Al-Mn-Ti-B COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

RESUMO

Nos últimos anos, tem sido crescente o interesse pelas ligas com efeito memória de forma de baixa superelasticidade. O percentual de martensita induzida por tensão, não recuperada após a liberação do carregamento mecânico, tem sido convertido termicamente para concretizar aplicações industriais. Neste trabalho, avaliou-se a influência da velocidade de deformação e da temperatura na deformação residual de ligas Cu-Al-Mn, modificadas com a adição de Ti-B, passíveis do efeito memória de forma, visando sua utilização em dispositivos de união de baixo custo de processamento. As ligas foram elaboradas sem controle de atmosfera e caracterizadas microestruturalmente via microscopia óptica, calorimetria diferencial de varredura, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X. As propriedades termomecânicas foram avaliadas através de ensaios de tração estáticos e cíclicos de carregamento/descarregamento. Os resultados mostraram que a liga possui sua fase totalmente austenítica em temperatura ambiente, apresentando uma estrutura do tipo L2₁. Verificou-se que as tensões de transformação martensítica aumentaram com velocidades maiores de carregamento, assim como a deformação residual. O valor médio de deformação de ruptura foi de 13% aproximadamente. Com relação à variação do percentual de deformação imposto, a superelasticidade diminuiu conforme aumentou-se o percentual e a deformação residual aumentou. Os resultados apresentados indicam viabilidade da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B para aplicações que exigem ligas com elevada histerese térmica.

Palavras chave: deformação residual, histerese, superelasticidade, manganês.

Cu-Al-Mn-Ti-B ALLOYS THERMAL HYSTERESIS STUDY WITH FORMAL MEMORY EFFECT

ABSTRACT

In recent years, interest in alloys with low superelasticity shape memory has been increasing. The percentage of stress-induced martensite, not recovered after the release of mechanical loading, has been thermally converted to achieve industrial applications. In this work, the influence of the deformation velocity and the temperature on the residual deformation of Cu-Al-Mn alloys, modified with the addition of Ti-B, capable of the shape memory effect, were evaluated for their use in bonding devices of low processing cost. The alloys were prepared without atmosphere control and were characterized microstructurally via optical microscopy, differential scanning calorimetry, scanning electron microscopy and X-ray diffraction. The thermomechanical properties were evaluated by static tensile and cyclic loading / unloading tests. The results showed that the alloy has a completely austenitic phase at room temperature, presenting a structure of type L2₁. It was found that martensitic transformation tensions increased with higher loading speeds, as well as residual deformation. The average value of ruptured deformation was approximately 13%. Regarding the variation of the imposed deformation percentage, the superelasticity decreased as the percentage was increased and the residual deformation increased. The results presented indicate the viability of Cu-8.15Al-10.71Mn-0.43Ti-0.086B alloy for applications requiring alloys with high thermal hysteresis.

Keywords: residual deformation, hysteresis, superelasticity, manganese.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	XII
LISTA DE TABELAS	XVI
LISTA DE SÍMBOLOS	XVII
CAPÍTULO I	1
1.1 INTRODUÇÃO.....	1
1.2 OBJETIVOS GERAIS	3
1.2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	3
1.3 JUSTIFICATIVA TÉCNICA.....	4
1.4 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO.....	5
CAPÍTULO II.....	6
2.1 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	6
2.2 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS.....	6
2.3 EFEITO MEMÓRIA DE FORMA	11
2.3.1 Efeito memória de forma simples.....	11
2.3.2 Efeito memória de forma reversível	12
2.4 SUPERELASTICIDADE.....	13
2.5 INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE CARREGAMENTO SOBRE O COMPORTAMENTO SUPERELÁSTICO DE LIGAS COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA	15
2.6 EFEITO DA TEMPERATURA SOBRE O COMPORTAMENTO SUPERELÁSTICO DE LIGAS COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA	18
2.7 HISTERESE TÉRMICA EM LIGAS COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA	20
2.8 PROPRIEDADES DAS LIGAS COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA EM FUNÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO	22
CAPÍTULO III	23
3.1 MATERIAIS E MÉTODOS.....	23

3.2 OBTENÇÃO DAS LIGAS.....	25
3.3 FUNDIÇÃO	25
3.4 USINAGEM DAS AMOSTRAS E CORPOS DE PROVA	26
3.5 TRATAMENTOS TÉRMICOS	27
3.6 PREPARAÇÃO METALOGRAFICA	27
3.7 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA ÓPTICA E DIFRAÇÃO DE RAIOS X	28
3.7.1 MEDIÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO.....	28
3.8 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC).....	29
3.9 ESTIMATIVA DA HISTERESE TÉRMICA, QUANTIFICAÇÃO DA SUPERELASTICIDADE, DEFORMAÇÃO RESIDUAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS LIGAS.....	29
3.10 ANÁLISE DA REGIÃO DE FRATURA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	31
3.11 APLICAÇÃO DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B EM ACOPLAMENTO DE TUBULAÇÃO UTILIZANDO A RECUPERAÇÃO DE MARTENSITA INDUZIDA POR TENSÃO	32
CAPÍTULO IV.....	38
RESULTADOS E DISCUSSÕES	38
4.1 MEDIÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B	38
4.2 ANÁLISE DOS PRECIPITADOS NA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B.	39
4.3 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA NA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B.....	40
4.4 DIFRATOGRAMA DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B	41
4.5 INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DA VELOCIDADE DE DEFORMAÇÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B	42
4.6 ANÁLISE DA FRACTOGRAFIA DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	47

4.7 QUANTIFICAÇÃO DA SUPERELASTICIDADE DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B	48
4.8 ESTIMATIVA DA HISTERESE TÉRMICA DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B	52
4.9 MEDIÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO DA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B	57
4.10 ANÁLISE DOS PRECIPITADOS NA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B	58
4.11 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA NA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B.....	59
4.12 DIFRATOGRAMA DA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B.....	60
4.13 ENSAIO DE TENSÃO À RUPTURA DA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B ACOPLADA AOS TUBOS.....	61
4.14 ANÁLISE DA FRACTOGRAFIA DA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).	62
4.15 QUANTIFICAÇÃO DA SUPERELASTICIDADE NA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B.....	63
4.16 ENSAIO DE TRAÇÃO DA LUVA ELABORADA COM A LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B.....	65
CAPÍTULO V	67
CONCLUSÕES.....	67
CAPÍTULO VI.....	69
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	69

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.01 - Esquema da mudança de forma do produto de transformação martensítica. a) Efeito macroscópico. Vectors n e d são, respectivamente, a normal ao plano de encosto e a direção da forma da deformação. b) Escala Atômica: Plano invariante de tensão. (Modificado – GONZALEZ, 2002) 8
- Figura 2.02 - Estruturas cristalinas das LMF. Fonte: (AQUINO, 2011)..... 8
- Figura 2.03 - Transformação da estrutura cristalina sob variação de temperatura. Fonte: (AQUINO, 2011)..... 9
- Figura 2.04 - Transformação da estrutura martensítica sob carregamento mecânico. Fonte: (AQUINO, 2011) - Modificado..... 10
- Figura 2.05 - Ilustração do efeito memória de forma simples. Fonte: (FERNANDES, 2003)..... 12
- Figura 2.06 - Ilustração do efeito memória de forma reversível. Fonte: (SCHWARTZ, 2002) – Modificado. 13
- Figura 2.07 - Carregamento típico de uma LMF com comportamento superelástico..... 14
- Figura 2.08 - Ilustração do fenômeno da superelasticidade. Fonte: (AQUINO, 2011) - Adaptado..... 14
- Figura 2.09 - Curvas de tensão *versus* deformação de um fio NiTi em tensão a taxas de deformação de $6,4 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (0,5 mm / min) (curva sólida), $6,4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (5,0 mm /min) (curva grossa) e $6,4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (50,0 mm / min) (curva tracejada) no ar a 23 ° C. (LEO *et al.*, 1993)..... 16
- Figura 2.10 - Curvas de tensão-deformação às taxas de deformação de carga indicadas e temperatura inicial de 296 K; Cada curva começa com tensão zero. (NASSER & GUO, 2006) 17
- Figura 2.11 - Curvas de tensão-deformação para a liga Cu-11.8Al-0.6Be realizada a 243 K com uma taxa de deformação de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ Fonte: (OLIVEIRA, 2017). 18

Figura 2.12 - Curvas de tensão-deformação para liga Cu-11.8Al-0.6Be. Testado a 298 K com taxa de deformação de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ Fonte: (OLIVEIRA, 2017).	19
Figura 3.01 - Diagrama da sequência de atividades para realização do trabalho	23
Figura 3.02 – Molde utilizado na fundição das ligas.....	26
Figura 3.03 - Corpo de prova utilizado no ensaio de tração estático. Fonte (BRITO, 2012)	27
Figura 3.04 – Dispositivo para ensaio de tração estático. Fonte: (BRITO, 2012).....	30
Figura 3.05 – Montagem do dispositivo na máquina universal de ensaios SHIMADZU ...	30
Figura 3.06 – Molde em aço 1045 utilizado no vazamento do lingote para confecção da luva com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	32
Figura 3.07 – Representação das dimensões da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	33
Figura 3.08 – Luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	33
Figura 3.09 – Punção utilizado para expansão da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	34
Figura 3.10 – Dimensões do punção utilizado para expansão da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	34
Figura 3.11 – Conjunto punção/base para expansão da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	35
Figura 3.12 – Tubos em aço 1020 utilizados nos testes de acoplamento da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	36
Figura 3.13 – Dimensões dos tubos em aço 1020 utilizados nos testes de acoplamento da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	36
Figura 3.14 – Luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B acoplada aos tubos	36
Figura 3.15 – Montagem do dispositivo na máquina universal de ensaios SHIMADZU ...	37
Figura 4.01 - Microscopia da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	38
Figura 4.02 - Precipitados de TiB_2 e Mn_5Ti presentes na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	39
Figura 4.03 – Curvas de análise DSC da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	40
Figura 4.04 - Difratoograma da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	41
Figura 4.05 – Deformação de Ruptura (%) <i>versus</i> Velocidade de Deformação (mm/s) na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	43

Figura 4.06 – Tensão de Indução <i>versus</i> Velocidade de Deformação na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	44
Figura 4.07 – Tensão de Ruptura <i>versus</i> Velocidade de Deformação na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	45
Figura 4.08 – Ilustração do método utilizado para determinar graficamente o coeficiente K para medição da inclinação da transformação martensítica	46
Figura 4.09 – Coeficiente K <i>versus</i> Velocidade de Deformação na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	47
Figura 4.10 – a) Fractografia da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B – Mag = 200x b) Fractografia da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B – Mag = 4000x, c) Corpo de prova utilizado na análise.....	48
Figura 4.11 – Quantificação da superelasticidade em diferentes percentuais na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	49
Figura 4.12 – Quantificação da superelasticidade em diferentes velocidades de carregamento para a deformação de 7% na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	50
Figura 4.13 – Deformação residual em função da velocidade de deformação da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	51
Figura 4.14 – Quantificação da superelasticidade em diferentes temperaturas para o percentual de deformação de 7% da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	52
Figura 4.15 – Estimativa da histerese térmica em diferentes percentuais de deformação da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B em 25°C	53
Figura 4.16 – Tensão de Recuperação em relação à deformação imposta da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B em 25°C.....	54
Figura 4.17 – Deformação residual em diferentes percentuais de deformação da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B em 25°C	55
Figura 4.18 – Deformação residual em relação à deformação imposta da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	55
Figura 4.19 – Razão de recuperação de deformação em relação à deformação residual da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	56
Figura 4.20 – Microscopia da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	57

Figura 4.21 – Precipitados de TiB_2 e Mn_5Ti presentes na da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	58
Figura 4.22 – Curvas de análise DSC da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	59
Figura 4.23 – Difratoograma da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	60
Figura 4.24 - Curva típica de Tensão <i>versus</i> Deformação da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	61
Figura 4.25 – a) Fractografia da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B – Mag = 200x b) Fractografia da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B – Mag = 4000x, c) Corpo de prova utilizado na análise	62
Figura 4.26 – Quantificação da superelasticidade em diferentes temperaturas para o percentual de deformação de 3% da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	63
Figura 4.27 – Quantificação da superelasticidade em diferentes velocidades (mm/s) para o percentual de deformação de 3% da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	64
Figura 4.28 – Ensaio de tração da luva acoplada aos tubos. Liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	65
Figura 4.29 – Trincas oriundas do processo de expansão e/ou consolidação da luva.....	66

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.01 – Dimensões do corpo de prova (mm).....	27
Tabela 4.01 - Temperaturas de transformação de fases da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	41
Tabela 4.02 - Resultados dos ensaios de tração estáticos para a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	47
Tabela 4.03 - Percentual de superelasticidade da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	49
Tabela 4.04 - Valores de tensão recuperados após o aquecimento da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	54
Tabela 4.05 – Percentual de recuperação de deformação da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B após o aquecimento	56
Tabela 4.06 – Temperaturas de transformação de fases da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.....	60
Tabela 4.07 - Quantificação da superelasticidade da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B	64

LISTA DE SÍMBOLOS

- A - Austenita
- ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas
- A_f - Fim da transformação austenítica
- A_{fd} - Temperatura final da transformação reversa associada à martensita retida;
- Al - Alumínio;
- A_s - Início da transformação austenítica
- ASTM - *American Society for Testing and Materials*
- B - Boro
- DRX - Difratorômetro de Raios - X
- DSC - *Differential Scanner Calorimeter* (Calorimetria Exploratória Diferencial)
- EMF - Efeito memória de forma
- ITT - Intervalo de Temperatura de Transformação
- LMF - Ligas com memória de forma
- M - Martensita
- M_f - Fim da transformação martensítica
- Mn - Manganês
- MPa - Mega Pascal;
- M_s - Início da transformação martensítica
- NBR - Norma Brasileira Regulamentadora
- SE - Superelasticidade
- SMA_s - Shape Memory Alloys
- Ti - Titânio
- TM - Transformação Martensítica
- TTF - Temperatura de transformação de fase
- σ - Sigma
- μm - Unidade micrométrica

CAPÍTULO I

1.1 INTRODUÇÃO

Ligas com efeito de memória de forma, também conhecidas como *Shape Memory Alloys* (SMAs), são uma categoria de materiais metálicos que possuem a capacidade de recuperação da forma original após sofrerem deformações pseudoplásticas, através de variação térmica e/ou aplicação de um campo de tensão.

Estas ligas possuem propriedades peculiares em relação a outros metais, como o efeito memória de forma (EMF) e a superelasticidade (SE), associadas à alta capacidade de amortecimento, resistência a corrosão e fadiga (CISMASIU, 2010). Estes fenômenos são originados por meio de uma transformação de fases chamada Transformação Martensítica (TM), que ocorre em materiais no estado sólido e sem difusão atômica (OTSUKA *et al.*, 1998), mas sim, pela distorção da estrutura por cisalhamento. A martensita (M) é a microestrutura resultante da transformação durante o resfriamento rápido de uma base homogênea (geralmente denominada de Austenita (A)), cuja morfologia apresenta-se em forma de agulhas (ou plaquetas) em ligas submetidas ao tratamento térmico de têmpera.

As propriedades mecânicas das ligas com memória de forma no regime pseudoelástico as tornam atrativas para uso em aplicações de engenharia (ISALGUE *et al.*, 2006). Dentre as classes de materiais que possuem essas propriedades, destacam-se as ligas de NiTi, por sua excelente combinação de: ductilidade, resistência, resistência à corrosão, biocompatibilidade, entre outras (ZARNETTA *et al.*, 2010), e as ligas ternárias à base de Cu, como CuZnAl, CuAlNi, CuAlBe e CuAlMn. Apesar das ligas NiTi apresentarem propriedades mecânicas superiores às ligas à base de cobre, sua dificuldade de produção e o seu alto custo, têm sido limitadores para o seu uso em escala industrial. Com isso, cada vez mais estão sendo ampliados os estudos das ligas à base de cobre, que, embora tenham suas propriedades termomecânicas um pouco inferiores comparadas às ligas de NiTi, possuem um melhor custo-benefício (CASTILLO *et al.*, 1987).

Devido ao seu potencial de uso em uma grande variedade de aplicações tecnológicas, tem sido crescente o interesse pela pesquisa e desenvolvimento dos materiais com EMF à base de Cu (BALO *et al.*, 2001). As ligas ternárias Cu-Al-Ni têm sido estudadas para aplicações como atuadores de alta temperatura, ou seja, com $M_s > 0^\circ\text{C}$. Para reduzir o M_s destas ligas, faz-se necessário elevar o teor de Al acima da composição eutetóide (13,8% Al). Porém, o aumento do teor de Al promove a formação da fase γ_2 , que apresenta extrema fragilidade (FUNAKUBO, 1987). Para aplicações em baixas temperaturas ($M_s < 0^\circ\text{C}$), as ligas Cu-Al-Be e Cu-Al-Mn apresentam melhores propriedades termomecânicas, sendo mais adequadas que as ligas do sistema Cu-Al-Ni.

Estudos realizados por Oliveira (2009) mostraram que a liga Cu-Al-Be-Nb apresentaram excelentes características termomecânicas e baixas temperaturas de transformação de fase, podendo ser utilizadas com eficiência em atuadores mecânicos, como dispositivos de união, por exemplo. Caluête (2016), apresentou um estudo sobre a influência de inoculantes nas ligas do sistema CuAlMn, dentre os inoculantes, foram utilizados o Ti e o B, onde os resultados mostraram que houve melhora significativa das propriedades mecânicas da liga, mantendo as temperaturas de transição de fase abaixo de 0°C .

Contudo, temperaturas muito baixas de transformação de fase, ou seja, M_s muito menor que 0°C , exige a utilização de meios criogênicos para armazenamento e instalação dos dispositivos com EMF, para evitar uma recuperação de forma prematura, o que demanda um alto custo de processamento (OLIVEIRA *et al.*, 2017).

Visando eliminar a necessidade de armazenamento em baixíssimas temperaturas, Oliveira (2013) avaliou a influência da velocidade de deformação e da ciclagem mecânica na histerese térmica (diferença entre as temperaturas A_s e M_s) de ligas CuAlBeNb, como resultado, foram obtidas ligas que puderam ser deformadas e acondicionadas em temperaturas mais elevadas, reduzindo consideravelmente os custos de armazenamento dos dispositivos. O aumento da histerese térmica foi associado a recuperação da martensita retida (deformação residual) por aquecimento, após o processo de pré-deformação em baixas velocidades de deformação.

A histerese de transformação por meio da pré-deformação em ligas com memória de forma estão sendo amplamente estudadas, devido sua importância em aplicações de engenharia, porém, em sua grande maioria, os estudos concentram-se em ligas de Ni-Ti (ZHAO *et al.*, 2006).

Observando a importância do desenvolvimento de ligas com elevada histerese térmica, o presente trabalho tem como objetivo, avaliar a influência da velocidade de deformação e da temperatura na deformação residual de ligas Cu-Al-Mn-Ti-B passíveis do efeito memória de forma.

1.2 OBJETIVOS GERAIS

O objetivo geral deste trabalho é estudar as propriedades termomecânicas de ligas Cu-Al-Mn-Ti-B passíveis do efeito memória de forma, bem como, avaliar mecanismos para o aumento da histerese térmica dessas ligas.

1.2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- Elaborar ligas passíveis do efeito memória de forma utilizando os elementos Cu-Al-Mn-Ti-B;
- Caracterizar a microestrutura das ligas por microscopia óptica, por difração de raios-X (DRX) e microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Determinar as temperaturas de transformação de fase das ligas por calorimetria diferencial de varredura (DSC);
- Analisar as propriedades termomecânicas das ligas;
- Avaliar a influência da velocidade de deformação nas tensões de transformação de fase das ligas;
- Estimar a histerese térmica das ligas estudadas em função da variação de temperatura e velocidade de carregamento, através de ensaios de quantificação da superelasticidade.
- Avaliar a aplicabilidade da liga como dispositivos de união.

1.3 JUSTIFICATIVA TÉCNICA

As ligas policristalinas com EMF Cu-Al-X (X = Ni, Zn, Be) são bastante frágeis. Esta fragilidade está relacionada com sua elevada anisotropia elástica, tamanho de grão demasiado e forte dependência da deformação de transformação com a orientação (GAO *et al.*, 1998). Para contornar essa limitação, as ligas à base de cobre são modificadas com adição de refinadores de grão para melhorar sua ductilidade.

Estudos desenvolvidos na última década têm demonstrado que as ligas do sistema Cu-Al-Mn, com um baixo teor de Al (inferior a 18%at), possuem excelente ductilidade, devido a sua fase austenítica apresentar uma estrutura do tipo L2₁, com baixo grau de ordenamento. Estas ligas são facilmente trabalhadas a frio, o que demonstra seu enorme potencial para aplicações industriais. Porém, estas ligas apresentam baixa superelasticidade, o que se torna um limitador para aplicações que exigem um comportamento superelástico superior a 2% (KOEDA *et al.*, 2005, SUTOU *et al.*, 2008).

Nos últimos anos, tem sido crescente o interesse pelas ligas com EMF de baixa superelasticidade. O percentual de martensita induzida por tensão, não recuperada após a liberação do carregamento mecânico, tem sido convertido termicamente para concretizar aplicações de dispositivos de união de baixo custo de processamento.

Este procedimento é possível graças à aplicação de mecanismos termomecânicos capazes de aumentar a quantidade de martensita residual após o processo de pré-deformação. A quantidade de martensita residual, após a liberação do carregamento mecânico, tem se mostrado bastante sensível à velocidade de deformação.

Diante do exposto, o presente trabalho tem como objetivo avaliar a influência da velocidade de deformação e da temperatura na deformação residual de ligas Cu-Al-Mn, modificadas com a adição de Ti-B, passíveis do efeito memória de forma.

1.4 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO

Este trabalho está dividido em seis capítulos, organizados da seguinte forma:

O capítulo I inicia-se com uma introdução sobre as ligas com efeito memória de forma, objetivo geral e específico do trabalho, justificativa técnica e organização do trabalho.

O capítulo II apresenta uma revisão bibliográfica sobre as ligas com memória de forma, apresentando suas principais características e alguns estudos já realizados.

O capítulo III apresenta a descrição dos materiais e métodos utilizados na elaboração e caracterização das ligas.

O capítulo IV apresenta os resultados e discussões obtidos.

O capítulo V apresenta as conclusões do trabalho.

O capítulo VI apresenta as referências bibliográficas utilizadas para realização do trabalho.

CAPÍTULO II

2.1 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

As ligas com memória de forma são ligas metálicas que possuem uma propriedade única entre os metais, pois, podem sofrer grandes deformações e retornarem para o seu tamanho e formas originais, quando submetidas a processos termomecânicos apropriados.

Existem dois fenômenos que são encontrados apenas nas ligas com memória de forma, que são: o efeito memória de forma e o efeito pseudoelástico. A origem desses fenômenos físicos está atribuída às transformações martensíticas termoelásticas (LAGOUDAS, 2008).

Estas transformações podem ser induzidas através de dois mecanismos: aplicação de uma tensão mecânica no material, conhecida como transformação martensítica induzida por tensão ou pela variação de temperatura, chamada de transformação martensítica induzida termicamente (HE *et al.*, 2005).

2.2 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

Nas ligas com efeito memória de forma, existem duas fases, com estruturas cristalinas distintas, e, portanto, diferentes propriedades, que são denominadas: austenita (A), presente em altas temperaturas, com estrutura geralmente cúbica de corpo centrado e a Martensita (M), presente em baixas temperaturas, que apresenta uma estrutura cristalina ortorrômbica ou monoclínica.

A transformação martensítica (TM) é uma transformação de fase que ocorre em materiais no estado sólido e sem difusão atômica (OTSUKA *et al.*, 1998), mas sim, pela distorção da estrutura por cisalhamento. A martensita é a microestrutura resultante da transformação durante o resfriamento rápido de uma base homogênea (geralmente

denominada de austenita), cuja morfologia apresenta-se em forma de agulhas (ou plaquetas) em ligas submetidas ao tratamento térmico de têmpera.

Existem dois tipos de transformações martensíticas: a irreversível e a termoelástica.

Segundo Paula (2006), a transformação martensítica irreversível caracteriza-se pelo não crescimento dos cristais da fase martensítica depois de formados e acontece comumente nas ligas ferrosas ou aços. Essa transformação continua pela nucleação de novos cristais a partir da “fase-mãe” pela redução de temperatura. Desse modo, cristais individuais são nucleados no sólido, porém, não alteram seu tamanho por variação de temperatura, tornando-se uma transformação irreversível.

Estas transformações não ocorrem apenas em ligas ferrosas, podendo também ocorrer em um amplo conjunto de materiais (CALLISTER e RETHWISH, 2010). Diferentemente da transformação martensítica irreversível que ocorre nos aços, nas ligas com memória de forma ocorrem as chamadas transformações martensíticas termoelásticas, nesta transformação, uma vez nucleados os cristais martensíticos, estes crescem a uma velocidade proporcional à velocidade de resfriamento, similarmente, o mesmo se aplica ao crescimento dos cristais de austenita durante o aquecimento.

Essa transformação provoca um movimento cooperativo de átomos que se propaga através de uma interface ordenada, resultando na mudança de forma do material. Isto ocorre devido à geminação e crescimento em uma gama de temperatura em que existem as fases mãe (austenítica) e martensítica. Esta correspondência entre as malhas é claramente distinguida durante o processamento, pois, é possível visualizar uma interface de martensita e austenita. A Figura 2.01.b mostra esquematicamente que a mudança de forma ocorre por um rearranjo atômico por deformação na malha da austenita, com a existência de um plano invariante (plano de deformação constante) (GONZALEZ, 2002).

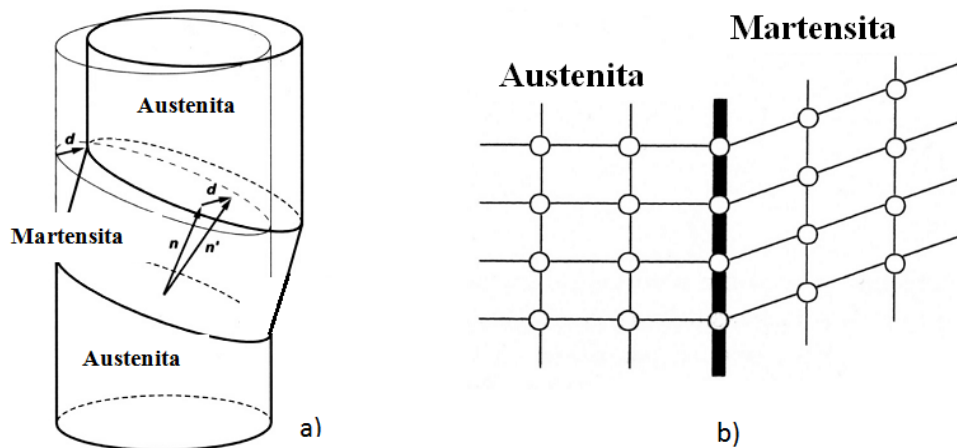


Figura 2.01 - Esquema da mudança de forma do produto de transformação martensítica. a) Efeito macroscópico. Vetores n e d são, respectivamente, a normal ao plano de encosto e a direção da forma da deformação. b) Escala Atômica: Plano invariante de tensão. (Modificado – GONZALEZ, 2002)

Cada cristal martensítico formado pode ter uma direção de orientação diferente, denominada variante. O conjunto de variantes martensíticas pode existir em duas formas: martensita deformável, que é formado por uma combinação de variantes martensíticas "auto acomodadas" (Fig. 2.02.b) e ocorrem por indução térmica e a martensita não deformada ou reorientada (Fig. 2.02.c), em que uma variante específica é dominante e ocorre por indução por tensão (LAGOUDAS, 2008).

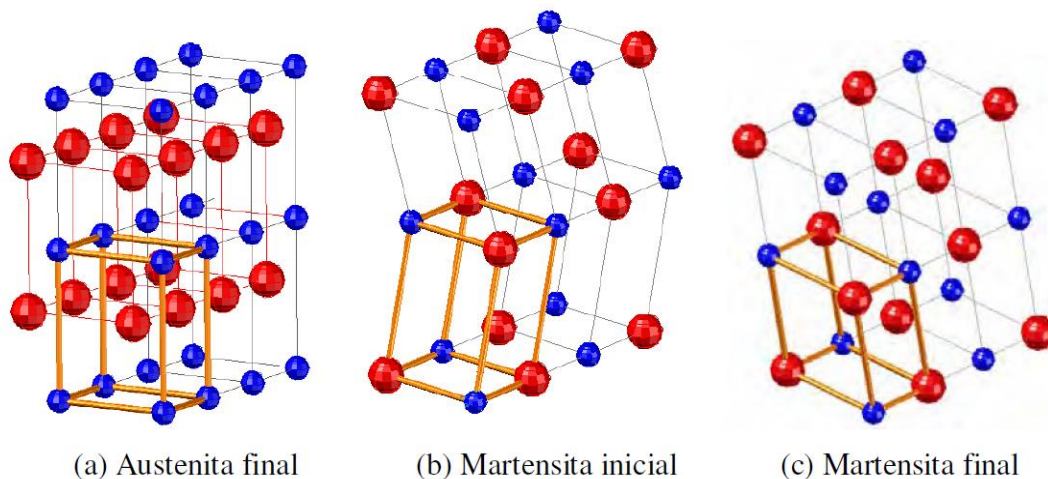


Figura 2.02 - Estruturas cristalinas das LMF. Fonte: (AQUINO, 2011)

A transformação martensítica induzida termicamente ocorre quando as LMF sofrem um resfriamento sem a aplicação de uma carga, fazendo com que, na estrutura

crystalina, ocorre uma transformação da fase austenita para a martensita. Essa transição é denominada de transformação martensítica ou transformação direta e resulta na formação de várias variantes martensíticas, que podem ser de até 24 para as ligas de NiTi, por exemplo. Nesse tipo de transformação, a mudança de forma macroscópica é desprezível. Quando o material é aquecido a partir da fase martensítica, a estrutura cristalina se transforma novamente para a austenita, esta transição é chamada de transformação reversa, onde não há nenhuma alteração de forma associada (LAGOUDAS, 2008).

A representação de como ocorre a transformação martensítica em função da temperatura é mostrada na Figura 2.03.

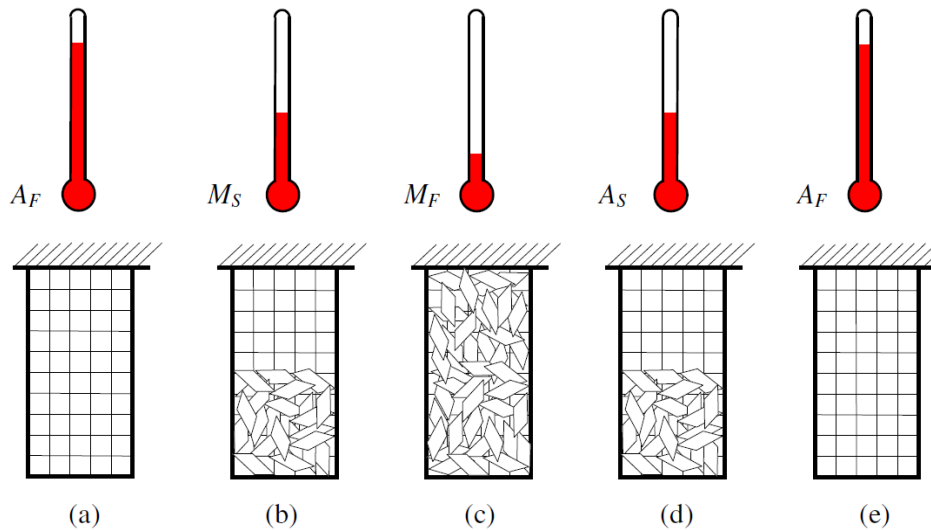


Figura 2.03 - Transformação da estrutura cristalina sob variação de temperatura. Fonte: (AQUINO, 2011)

Ao iniciar o arrefecimento do material, inicia-se a transformação da fase austenita para martensita denominada M_s (Fig. 2.03.b). Essa transformação continua até que seja atingida 100% da fase martensítica denominada M_f (Fig. 2.03.c). Nesse momento, as variantes martensíticas estão “auto acomodadas”. Do mesmo modo, durante o aquecimento, inicia-se o processo de transformação da fase martensítica para a austenítica denominado A_s (Fig. 2.03.d), permanecendo até que seja atingida toda a fase austenítica denominada A_f (Fig. 2.03.e).

Se durante a fase de martensita deformável (M_f), uma carga mecânica for aplicada, ocorrerá uma reorientação das variantes, resultando em uma mudança de forma macroscópica do material (Fig. 2.04.b). Essa mudança de forma é mantida com a liberação da carga aplicada (Fig. 2.04.c) e a forma original do material só será obtida novamente

com o aquecimento a uma temperatura superior à A_f (Fig. 2.04.e). Esse comportamento é chamado de efeito memória de forma (ANDRADE, 2015).

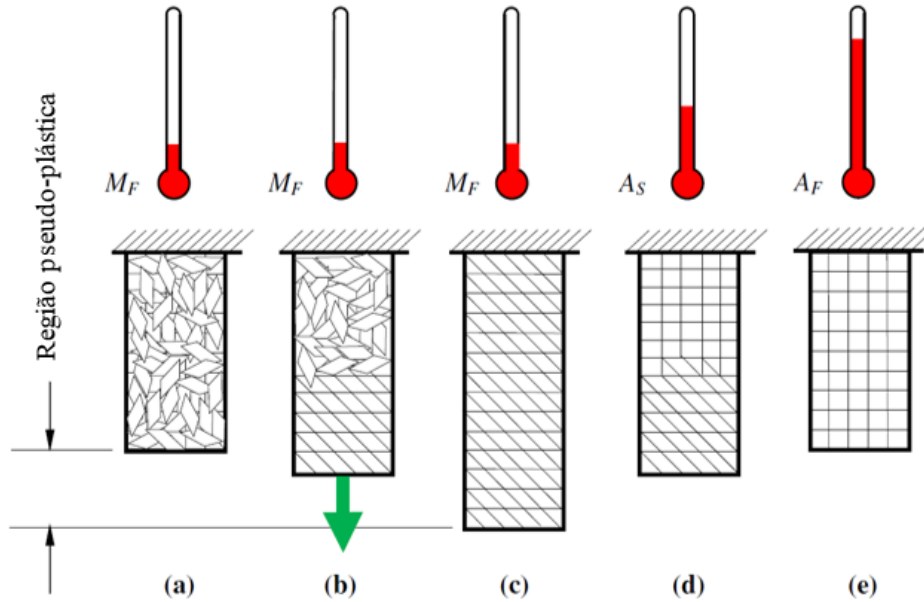


Figura 2.04 - Transformação da estrutura martensítica sob carregamento mecânico. Fonte: (AQUINO, 2011)

- Modificado

Outro tipo de transformação martensítica ocorre através da indução por tensão, que consiste em aplicar uma carga mecânica suficientemente elevada para o material na fase austenítica, sem a necessidade de variação de temperatura. O resultado desta carga é a formação de martensita totalmente reorientada criada a partir da austenita. Quando essa carga é liberada, percebe-se uma recuperação total de forma, retornando à fase austenítica. Este efeito é chamado de efeito pseudoelástico ou pseudoplástico e dá origem a um fenômeno chamado de superelasticidade, que será descrito com mais detalhes nos subcapítulos seguintes.

2.3 EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

O comportamento mais explorado nas ligas com memória de forma é o chamado efeito memória de forma (EMF). Trata-se de uma mudança de forma que acontece no material por indução térmica. Um material com essa propriedade, pode ser deformado a baixas temperaturas e quando aquecido, retornar à sua forma original. Para que uma liga possua efeito memória de forma é necessário que ela seja deformada em sua fase martensítica (M_f) e quando aquecida até a sua fase austenítica (A_f) retornar a sua forma original.

Segundo Schwartz (2002), esta transformação acontece através de um intervalo de temperatura, conhecido como intervalo de temperatura de transformação (ITT) ou temperatura de histerese.

Existem dois tipos de efeito memória de forma: o efeito memória de forma simples, que acontece apenas na fase martensítica e o efeito memória de forma reversível, onde através de um processo termomecânico é possível à obtenção do EMF tanto na fase martensítica quanto na fase austenítica.

2.3.1 Efeito memória de forma simples

Para obtenção do efeito memória de forma simples é necessário submeter a liga a um tratamento termomecânico apropriado, conforme é mostrado na Figura 2.05.

Primeiro é realizado o arrefecimento do material até uma temperatura abaixo de M_f ($T < M_f$). Nessa fase de temperatura a liga deforma-se facilmente (Figura 2.05.b), onde é possível realizar uma deformação pseudoplástica por carregamento no material, que permanece deformado até a mudança de temperatura, Figura 2.05.c.

Aquecendo-se o material a uma temperatura acima da faixa onde só existe a fase austenita ($T > A_f$), o material inicia o retorno ao formato memorizado, até retomar totalmente sua forma original, Figura 2.05.a. (FERNANDES, 2003), assim como foi visto na representação da Figura 2.04, onde mostra-se uma outra forma de representação desse efeito.

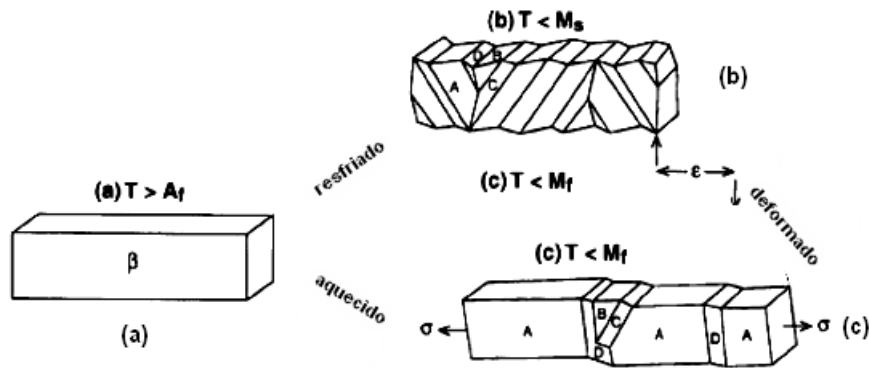


Figura 2.05 - Ilustração do efeito memória de forma simples. Fonte: (FERNANDES, 2003)

2.3.2 Efeito memória de forma reversível

O efeito memória de forma reversível consiste em realizar rotinas de treinamento repetitivas para que o material possa recuperar a sua forma original tanto na fase martensítica, quanto na austenítica (ZHANG *et al.*, 1997). Diferentemente do efeito memória de forma simples, não há a necessidade da aplicação de tensão, de modo que a recuperação de forma se dá apenas pelo efeito da variação térmica do material.

De acordo com Andrés (2000), para obtenção deste efeito é necessário a realização de um tratamento termomecânico que se baseia, em geral, em ciclos de repetição através da região de processamento termomecânico. Estes tratamentos são chamados de tratamentos de formação ou educação, que contribui para a formação de variantes de martensita preferenciais, que resultará no efeito memória de forma reversível.

Na Figura 2.06 está representado o comportamento de um material que possui o efeito de memória de forma reversível. Observa-se que ocorre uma mudança de forma espontânea na mola durante o resfriamento a temperaturas abaixo de M_f ($T < M_f$) e, após o aquecimento em uma temperatura acima de A_f ($T > A_f$), a forma original do material é recuperada, sem que haja a atuação de uma força externa.

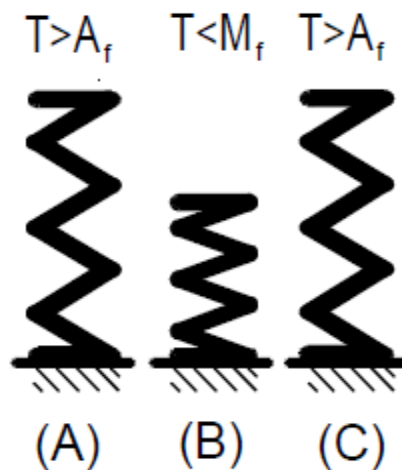


Figura 2.06 - Ilustração do efeito memória de forma reversível. Fonte: (SCHWARTZ, 2002) – Modificado.

2.4 SUPERELASTICIDADE

As ligas com memória de forma em termos de transformação martensítica termoelástica, podem apresentar, além dos efeitos memória de forma simples e reversível, um comportamento chamado pseudoelasticidade.

O termo pseudoelasticidade descreve dois fenômenos distintos: a superelasticidade (SE), que ocorre durante a fase austenítica e o chamado efeito borracha, que ocorre durante a fase martensítica.

Nas ligas com a propriedade da superelasticidade (SE), a recuperação de forma se dá apenas com a retirada da tensão, sem necessidade de variação térmica.

A superelasticidade permite que o material se recupere de grandes deformações não-lineares durante o ciclo de carregamento/descarregamento, dissipando ao mesmo tempo uma quantidade considerável de energia de histerese (CISMASIU, 2010).

De acordo com Montecinos (2007), o efeito superelástico, está associado a uma grande deformação recuperável não-linear sobre o carregamento e descarregamento, onde uma tensão aplicada gradualmente, em uma liga em seu estado austenítico, induz a uma tensão considerável e a uma transformação martensítica associada. Quando esta força é removida, ocorre uma transformação martensítica reversa, fazendo com que o material retorne a sua forma original.

Um carregamento típico de uma LMF com comportamento superelástico é mostrado na Figura 2.07.

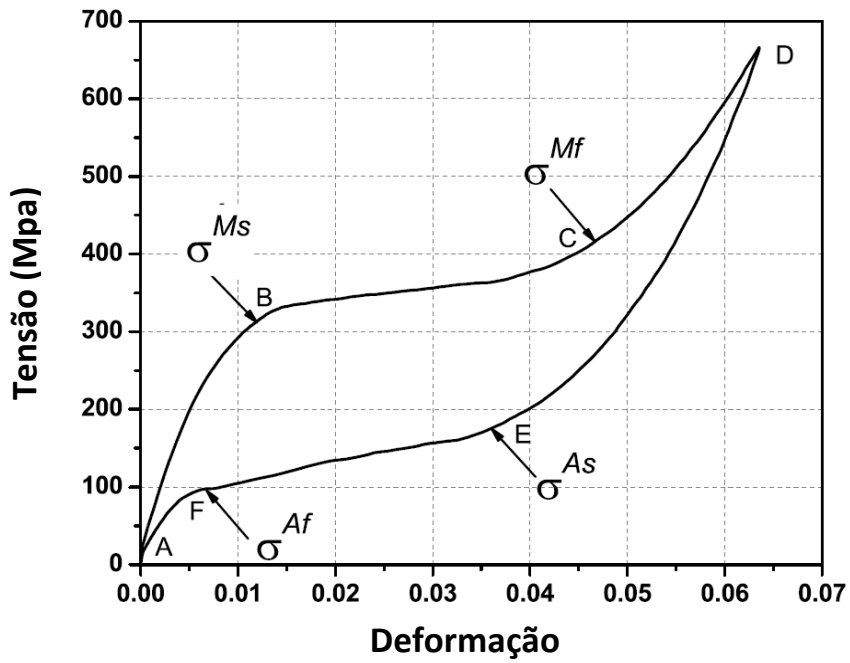


Figura 2.07 - Carregamento típico de uma LMF com comportamento superelástico.

Fonte: (LAGOUDAS, 2008)

O comportamento das fases austenítica e martensítica em cada um dos pontos do carregamento é ilustrado na Figura 2.08.

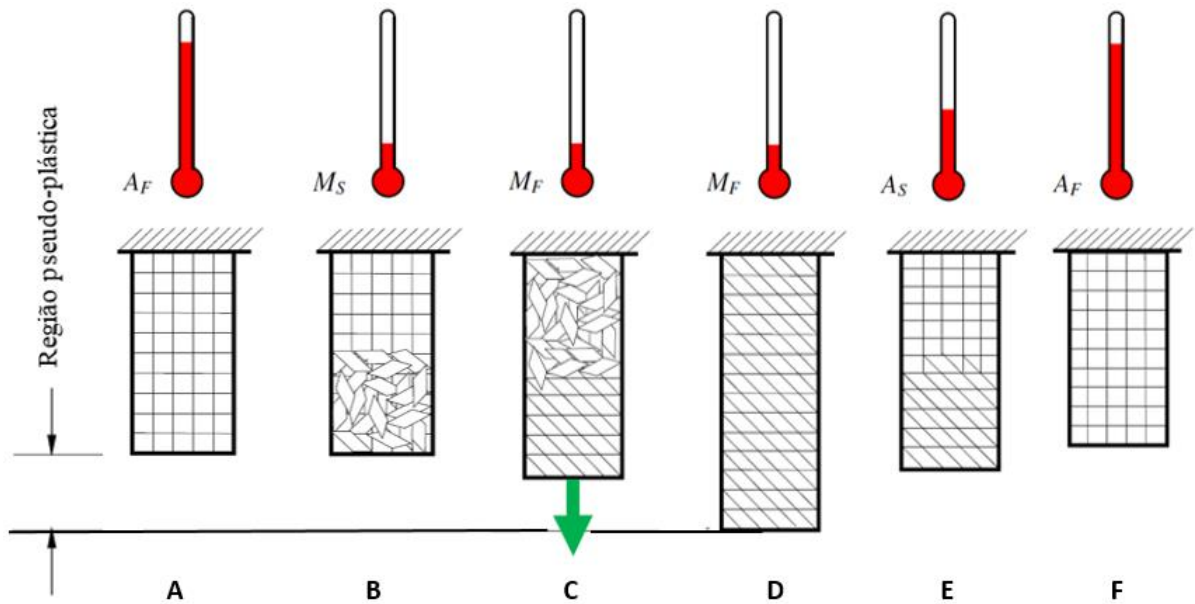


Figura 2.08 - Ilustração do fenômeno da superelasticidade. Fonte: (AQUINO, 2011) - Adaptado

O fim da transformação martensítica é indicado por uma mudança distinta na curva (C) da Figura 2.07, que está associado com a carga plástica da fase martensítica. A continuação do aumento da tensão não causa uma nova transformação, mas apenas uma deformação plástica de martensita não-deformável (CD). Quando a tensão é liberada gradualmente, a martensita plasticamente descarrega ao longo do caminho (DE). No ponto (E), o caminho de descarga intercepta a superfície de início austenítico, o que faz com que ocorra a transformação reversa, até atingir a fase austenítica final (F). Os níveis de tensão de transformação e o tamanho da histerese podem variar dependendo das condições de ensaio (LAGOUDAS, 2008).

2.5 INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE CARREGAMENTO SOBRE O COMPORTAMENTO SUPERELÁSTICO DE LIGAS COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

Segundo Otsuka *et al.* (1976), nas ligas com EMF que apresentam a fase austenita em seu estado livre de tensão, à medida que ocorre a transformação martensítica (TM), é gerado um calor latente, que pode resultar em um aumento interno da temperatura do material em níveis suficientemente altos para alterar o seu comportamento pseudoelástico. Esse calor é gerado pela nucleação e crescimento dos grupos de martensita através dos grãos durante a TM, especialmente em altas velocidades de carregamento.

Nasser *et al.* (2005), estudaram a resposta de altas taxas de deformação em uma liga de memória de forma NiTi, e concluíram que essa sensibilidade à taxa de deformação pode ser explicada considerando o movimento interfacial da martensita formada, com base em um modelo que inclui dois mecanismos: a ativação térmica e o efeito do arrasto de discordâncias. De acordo com os autores, em amostras submetidas a taxas de deformação muito altas, a tensão de escoamento e o processo de indução da martensita por tensão são significativamente diferentes das amostras submetidas a taxas moderadas de deformação, sugerindo que, de forma correspondente, diferentes mudanças microestruturais podem estar envolvidas no regime de transição de fase.

Leo *et al.* (1993), estudou o comportamento pseudoelástico de fios de NiTi em função da taxa de deformação imposta e da transferência de calor entre os fios e o meio externo, demonstrando a interação entre a transferência de calor e a tensão, onde

constataram que as curvas de tensão-deformação dependem fortemente das taxas de deformação em que o material é submetido.

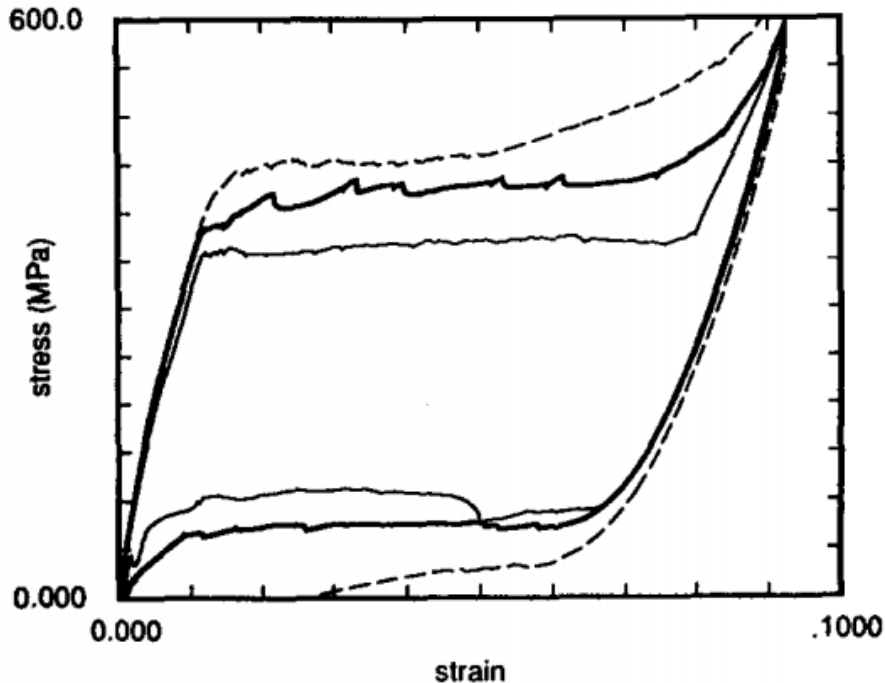


Figura 2.09 - Curvas de tensão *versus* deformação de um fio NiTi em tensão a taxas de deformação de $6,4 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (0,5 mm / min) (curva sólida), $6,4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (5,0 mm / min) (curva grossa) e $6,4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (50,0 mm / min) (curva tracejada) no ar a 23 ° C. (Leo *et al.*, 1993).

É possível notar que, à medida que se aumenta a taxa de deformação imposta, aumentam-se os valores de tensão de indução da TM e a histerese pseudoelástica aumenta. Com relação a transferência de calor, conforme a transferência de calor do fio aumenta, essa histerese diminui.

Como é gerado um calor à medida que a interface austenita-martensita se propaga, então, se considerarmos o caso em que exista apenas uma interface no material, maiores taxas de deformação irão exigir que a interface se mova mais rápido, resultando em um aumento da temperatura da interface. Com isso, para que a transformação continue, a tensão no material deve aumentar de modo a corresponder a tensão de transição na temperatura elevada da interface.

Tobushi *et al.* (1998) avaliaram a influência da taxa de deformação sobre as propriedades superelásticas de ligas NiTi, os resultados indicaram que, para taxas de deformação maiores que $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, a tensão de TM e o trabalho dissipado aumentaram

com o aumento da taxa de deformação, mas a tensão de transformação reversa e a energia de deformação diminuíram. Já para taxas menores que $3,3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, os valores característicos da TM não sofreram alterações em função do aumento da taxa de deformação, concluindo que, quanto maior a taxa de deformação, maior a densidade de trabalho dissipada e menor a densidade de energia de deformação.

Nasser e Guo (2006) caracterizaram o comportamento superelástico de ligas de memória de forma NiTi através de testes de compressão uniaxial quase-estáticos e dinâmicos, utilizando seis amostras analisadas na mesma temperatura e em diferentes taxas de deformação de carga, Figura 2.10.

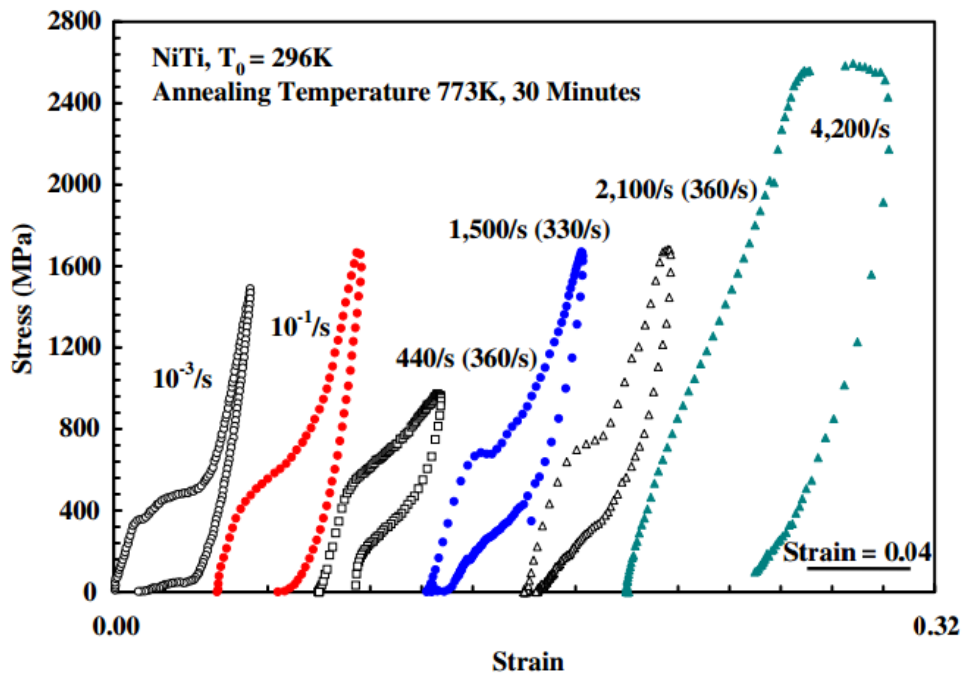


Figura 2.10 - Curvas de tensão-deformação às taxas de deformação de carga indicadas e temperatura inicial de 296 K; Cada curva começa com tensão zero. (NASSER & GUO, 2006)

Os testes indicaram que os esforços de transformação aumentam com a taxa de deformação crescente e a escala de platô (austenita para a região de transformação de martensita) tende a desaparecer à medida que a taxa de deformação atinge 4200/s.

2.6 EFEITO DA TEMPERATURA SOBRE O COMPORTAMENTO SUPERELÁSTICO DE LIGAS COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

Nasser & Guo (2006), no mesmo estudo citado anteriormente, também avaliaram o comportamento das ligas de NiTi submetidas a diferentes temperaturas de recozimento, variando entre 296K e 923K durante 30 minutos. Com base nos testes de compressão uniaxial realizados, constatou-se entre outros fatos que: 1- A temperatura de recozimento tem um efeito significativo sobre o comportamento superelástico das ligas NiTi; 2- A energia dissipada atingiu um valor mínimo quando a temperatura de recozimento atingiu o patamar de cerca de 600k, podendo assim ser maximizada ajustando a temperatura de recozimento; 3- Quando a temperatura de recozimento é de 923K, o material não é mais superelástico.

Oliveira *et al.* (2017), estudaram o efeito das temperaturas de teste na histerese térmica de ligas CuAlBe contendo Nb com EMF, realizando testes de tração uniaxial de carga e descarga em amostras variando a temperatura de ensaio de -30°C (243K) a 25°C (298K) e observaram uma forte influência da temperatura de teste no comportamento termomecânico da liga, como pode ser verificado nas Figuras 2.11 e 2.12.

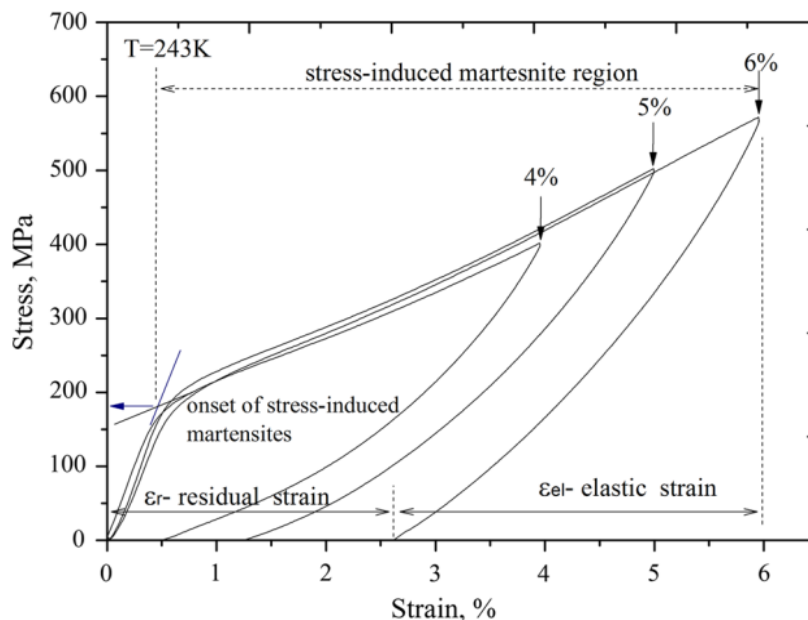


Figura 2.11 - Curvas de tensão-deformação para a liga Cu-11.8Al-0.6Be realizada a 243 K com uma taxa de deformação de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ Fonte: (OLIVEIRA, 2017).

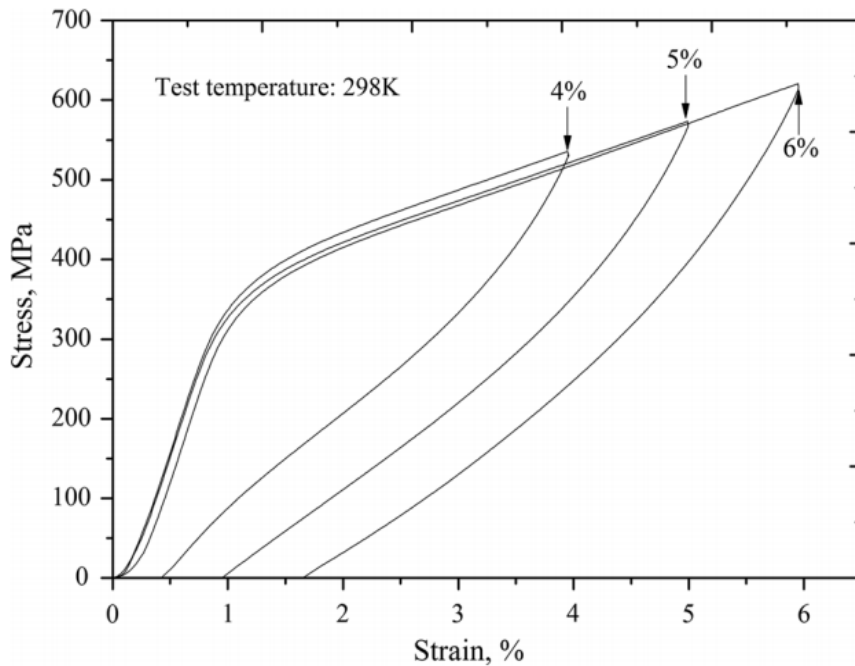


Figura 2.12 - Curvas de tensão-deformação para liga Cu-11.8Al-0.6Be. Testado a 298 K com taxa de deformação de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ Fonte: (OLIVEIRA, 2017).

Os resultados indicam claramente que a tensão crítica para início da TM aumenta com o aumento da temperatura, onde a tensão necessária para induzir a fase martensítica é de 380 MPa para a amostra testada na temperatura de 25°C (298K) e de 190 MPa para a amostra testada à -30°C (243K), além disso, percebeu-se que a deformação residual aumenta com a redução da temperatura, ou seja, quanto mais próxima a temperatura de ensaio for da M_s do material (que no caso dessa liga foi de -63°C =210K), maior será a deformação residual. Também foi constatado que o coeficiente K (medido graficamente com a inclinação média da melhor linha de ajuste linear da curva que ocorre após a tensão inicial de um gráfico tensão-deformação) diminui com o aumento da temperatura de ensaio, justificando esse fato a dificuldade de distorção da TM à medida que se aumenta a temperatura.

2.7 HISTERESE TÉRMICA EM LIGAS COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

A transformação de fase considerada ideal é aquela onde as temperaturas das fases austenita (A_s) e martensita (M_s) coincidem, com isso, uma fase cede lugar à outra na mesma temperatura. Acredita-se que a quantidade de discordâncias geradas durante essa transformação está intimamente relacionada à compatibilidade geométrica na interface austenita/martensita. Uma vez vencida essa incompatibilidade, uma transição se formará após a transformação e tanto a energia elástica, quanto a energia interfacial de martensita serão armazenadas. Essas energias geram uma barreira que precisa ser superada para que possam ocorrer as transformações de fase nas ligas com efeito memória de forma. A diferença entre as temperaturas de início das fases austenita (A_s) e martensita (M_s) provenientes dessa barreira é denominada histerese térmica (ZARNETTA *et al.*, 2010).

Diversos estudos foram realizados utilizando ligas com elevada histerese térmica para aplicações de engenharia, como por exemplo: fixação, acoplamento, braçadeiras etc., onde a grande maioria inclui ligas Ti-Ni-Nb e Cu-Al-Ni (YINGYING *et al.*, 2011).

De acordo com Zhao *et al.* (2006), os primeiros pesquisadores consideraram os responsáveis pelo aumento da histerese nas ligas Ti-Ni-Nb seriam as partículas de β -Nb, devido ao fato que a fase β -Nb deformada poderia resistir à recuperação da martensita durante a transformação martensítica reversa. Contudo, estudos posteriores indicaram que não apenas as ligas Ti-Ni-Nb, mas outras ligas do sistema Cu-Al-Ni exibiram uma notável expansão de histerese por pré-deformação da martensita.

Lin *et al.* (1992) *apud* Lin *et al.* (1991), avaliaram os efeitos da laminação a frio na transformação martensítica uma liga de Ti-Ni equiatômica, concluindo que tanto as estruturas de martensita deformadas, quanto os defeitos induzidos pela deformação são considerados relacionados à estabilização da martensita, que contribui para a histerese térmica.

Piao *et al.* (1992), investigaram o comportamento mecânico e o efeito da deformação na transformação martensítica de ligas $Ti_{44}Ni_{47}Nb_9$, através de ensaios de tração e medições de resistência elétrica, onde sugeriram que o responsável pelo aumento da histerese nessas ligas seria o relaxamento da energia elástica armazenada durante a transformação martensítica.

Entretanto, Zhao *et al.* (2006) indicaram em seus estudos, que o efeito memória de forma da liga $Ti_{44}Ni_{47}Nb_9$ se origina completamente da matriz NiTi, e não dos componentes β -Nb que não realizam transformação martensítica. Para tanto, realizaram testes com 4,5% at de Nb e obteve-se uma ampla histerese de transformação na pré-deformação, concluindo que a presença de grande quantidade de fase β -Nb isolada não é o principal fator para obtenção de ampla histerese, mas sim, a adição de Nb dissolvido na matriz de NiTi é o aspecto predominante para desenvolver a histerese ampla por pré-deformação.

Li *et al.* (2005), estudaram o efeito da deformação da fase β_1 em ligas com memória de forma policristalinas Cu-Al-Mn-Zn-Zr e verificaram que o aumento da taxa de deformação pode efetivamente aumentar a histerese de transformação com ampla histerese de transformação (maior que $90^\circ C$), enquanto a taxa de recuperação de deformação permaneceu alta (mais de 3,7%). Neste mesmo trabalho, também foi avaliado o efeito da temperatura de deformação na histerese de transformação e recuperação de deformação, submetendo os corpos de prova a deformação de 7,5% em temperaturas que variaram de $-30^\circ C$ a $64^\circ C$. Os resultados mostraram que quando as temperaturas de teste foram menores que $0^\circ C$, a histerese de transformação aumentou ligeiramente com o aumento da temperatura de deformação, já em temperaturas superiores a $10^\circ C$, a histerese aumentou rapidamente com o aumento dessa deformação e em temperaturas superiores a $30^\circ C$, a histerese de transformação voltou a aumentar em um menor percentual.

2.8 PROPRIEDADES DAS LIGAS COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA EM FUNÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO

A aplicação prática de ligas com efeito memória de forma do sistema Cu-Al muitas vezes é restringida pelas suas propriedades mecânicas. Essas ligas geralmente apresentam uma fragilidade excessiva, devido a falhas intergranulares causadas pela alta anisotropia elástica, elevado tamanho de grão e a presença da fase γ_2 em limites de grãos (GAO *et al.*, 1998). Portanto, a resistência à fadiga dessas ligas é muito baixa e apenas uma recuperação de 2% pode ser usada para aplicações práticas (SUTOU *et al.*, 2005).

Para minimizar essas falhas, um ou mais elementos devem ser adicionados com o objetivo de refinar os grãos e diminuir a anisotropia elástica (CALLISTER e RETHWISCH, 2010).

Com o objetivo de reduzir os efeitos prejudiciais provocados pelo tamanho de grãos elevados, alguns trabalhos foram realizados em ligas do sistema Cu-Al-Mn com a adição de elementos que pudessem refinar os seus grãos.

Yang *et al.* (2016), estudaram o efeito do refinamento de grãos na estrutura e propriedades de uma liga com memória de forma Cu-Al-Mn, adicionando o Zr como inoculante, onde verificou-se que a adição do elemento provocou uma redução do tamanho médio do grão de 1050 μm para cerca de 37 μm , além disso, a propriedade mecânica de tração e a capacidade de amortecimento a temperaturas relativamente baixas aumentaram com a redução do tamanho médio de grãos.

Caluête (2016), também apresentou um trabalho sobre a influência de inoculantes sobre as propriedades mecânicas de ligas Cu-Al-Mn passíveis do efeito memória de forma, onde verificou que as propriedades dessas ligas foram significativamente melhoradas com a adição de elementos refinadores, como o Ti e o B, por exemplo.

A seguir, serão apresentados os materiais e métodos utilizados para realização do presente trabalho.

CAPÍTULO III

3.1 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização do trabalho, foi utilizada a seguinte sequência de atividades, conforme ilustrada na Figura 3.01.

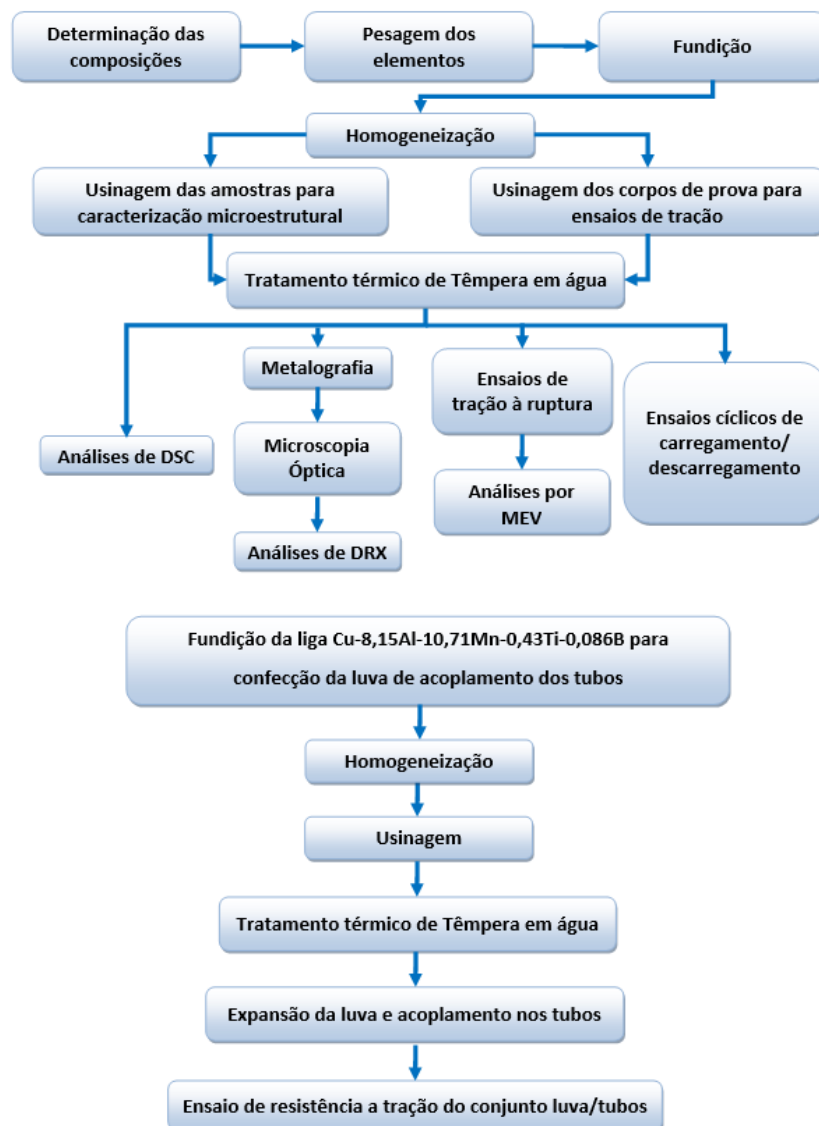


Figura 3.01 - Diagrama da sequência de atividades para realização do trabalho

Inicialmente determinou-se as composições das ligas estudadas e os elementos foram pesados na proporção relativa à composição de cada liga. Em seguida, os elementos foram fundidos em um forno de resistência com cadinho de grafite-argila, do qual se obteve os lingotes, que foram homogeneizados em um forno de resistência tipo mufla à 850°C por 12 horas e resfriados lentamente no próprio forno. Após o processo de homogeneização, os lingotes foram usinados por um processo de eletroerosão a fio, para a obtenção das amostras para caracterização microestrutural e os corpos de prova para utilização nos ensaios de tração estáticos e cíclicos de carregamento/descarregamento. Em seguida, as amostras e os corpos de prova foram submetidos a um tratamento térmico de têmpera em água à temperatura ambiente, para adquirirem o efeito memória de forma.

Logo após, as amostras foram submetidas às análises por calorimetria diferencial de varredura (DSC), para determinar as temperaturas de transformação de fase de cada liga estudada.

Posteriormente, amostras foram submetidas a um processo de metalografia com o objetivo de prepará-las para a caracterização microestrutural, que foi realizada utilizando técnicas de análise via microscopia óptica, para medição do tamanho de grão e quantificação dos precipitados na microestrutura e análises por difração de raios – X (DRX) para determinação da fase e estrutura presentes nas ligas.

Para analisar as propriedades termomecânicas, realizou-se ensaios de tração estáticos em uma máquina universal de ensaios, onde verificou-se a influência da velocidade de carregamento na tensão máxima de ruptura, tensão de transformação martensítica, deformação de ruptura e a inclinação da transformação martensítica após a indução. Em uma segunda etapa, foram feitos ensaios cíclicos de carregamento/descarregamento, com o objetivo de analisar a sensibilidade das deformações residuais e superelasticidade à variação de temperatura e velocidades de carregamentos dos ensaios. Também foi realizada uma estimativa da histerese térmica das ligas, através da tensão máxima de recuperação.

Posteriormente, foram realizadas análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV), para análise da região de fratura das amostras submetidas aos esforços de tração.

Após os testes e análises, elaborou-se uma luva com a liga que apresentou as melhores propriedades e foram realizados testes para avaliação da sua aplicabilidade como dispositivos de união de tubos.

Nos subcapítulos seguintes serão descritos detalhadamente cada etapa da metodologia utilizada para a obtenção dos resultados.

3.2 OBTENÇÃO DAS LIGAS

As ligas estudadas neste trabalho foram elaboradas utilizando as seguintes matérias-primas metálicas:

- Cobre*, tipo eletrolítico - 99,90% mínimo (*incluindo prata);
- Alumínio comercialmente puro (99,99%);
- Manganês comercialmente puro (99,99%);
- Liga mãe Al-6,92Ti-0,39B, com composição nominal em peso.

3.3 FUNDIÇÃO

Foram elaboradas duas ligas com as seguintes composições nominais:

- Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B
- Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

As ligas foram fundidas utilizando um forno de resistência fabricado pela JUNG, modelo 4218, sem controle de atmosfera, localizado no Laboratório de Siderurgia no CTM da UFPB.

Fundiu-se uma quantidade aproximada de 750g, utilizando um cadinho de grafite-argila e vazados em um molde de aço 1045 (Figura 3.02), do qual foi obtido um lingote com as dimensões 22 x 70 x 90mm. O tempo de fusão da liga foi de aproximadamente 30 minutos.

Após a fundição, o lingote foi submetido a um tratamento térmico de homogeneização durante 12 horas, em um forno tipo mufla da marca JUNG, modelo 0912 a 850°C e resfriado lentamente no próprio forno até a temperatura ambiente, com o objetivo de corrigir eventuais diferenças de composição no lingote.



Figura 3.02 – Molde utilizado na fundição das ligas

3.4 USINAGEM DAS AMOSTRAS E CORPOS DE PROVA

O lingote homogeneizado foi usinado por um processo de eletroerosão a fio, a fim de se obter as amostras para caracterização microestrutural e os corpos de prova para os ensaios de tração. Neste processo, foi utilizado um equipamento fabricado pela BENER modelo Electrocut AR1300.

Com o objetivo de reduzir a quantidade de matéria-prima para confecção dos lingotes, devido a limitações para aquisição de grandes quantidades de material, foi realizada uma adaptação da norma ABNT NBR-6152/92 (MB-4), adotando-se um método que consiste em reduzir proporcionalmente as dimensões dos corpos de prova padronizados, reduzindo a quantidade de material utilizado para sua obtenção.

O formato que os corpos de prova foram confeccionados, assim como suas dimensões, estão representados na Figura 3.03 e Tabela 3.01.

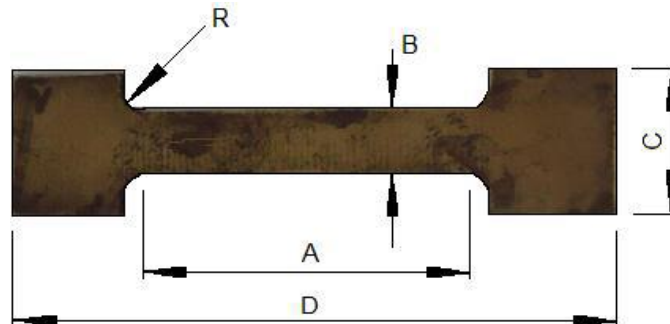


Figura 3.03 - Corpo de prova utilizado no ensaio de tração estático. Fonte (BRITO, 2012)

Tabela 3.01 – Dimensões do corpo de prova (mm)

A	B	C	D	R
40	8	18	76	3

3.5 TRATAMENTOS TÉRMICOS

As amostras e corpos de prova foram submetidos a um tratamento térmico de têmpera, aquecendo-os a 850°C durante 30 minutos e resfriados bruscamente em água à temperatura ambiente (25°C), com o objetivo de obter o efeito memória de forma. Este tratamento foi realizado em um forno tipo mufla, modelo 0912 fabricado pela empresa JUNG.

3.6 PREPARAÇÃO METALGRÁFICA

Com o objetivo de revelar a estrutura das ligas estudadas, as amostras foram submetidas a um processo de preparação metalográfica, que é a sucessão de etapas que devem ser seguidas para a obtenção de uma amostra em condição de ser analisada de forma macro e microestrutural, este processo foi composto das seguintes etapas: lixamento, polimento e ataque químico.

O lixamento é feito para retirar a camada afetada pelo corte proveniente do processo de usinagem. A amostra é lixada em uma sequência de lixas com granulações entre 180 e 2400, onde cada etapa de lixamento deve retirar os riscos da etapa anterior.

Após o lixamento, realizou-se o polimento em uma politriz com disco giratório em feltro e utilizando alumina de 1 μ m como abrasivo, para obtenção de uma superfície espelhada (isenta de riscos para o grau de aumento utilizado nas análises metalográficas).

Na etapa final, as amostras foram submetidas a um ataque químico para revelar as características que não são visíveis com as amostras apenas polidas, como o tamanho de grão, por exemplo. Para este procedimento, utilizou-se uma solução aquosa de cloreto férrico (FeCl₃) durante 10 segundos.

Uma vez atacadas, as amostras foram limpas com álcool isopropílico para garantir a inexistência de resíduos que possam prejudicar as análises.

3.7 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA ÓPTICA E DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Uma vez concluído o processo metalográfico, realizou-se nas amostras as análises microestruturais, utilizando um microscópio óptico fabricado pela OLYMPUS, modelo BX41M-LED, com o objetivo de determinar o tamanho médio dos grãos das ligas estudadas. As amostras também foram submetidas a análises em um difratômetro de raios – X, fabricado pela SIEMENS, modelo D5000, para identificação das fases presentes em cada liga. Para as análises, utilizou-se uma taxa de aquisição de dados de 0,02/4 (graus/s) e uma faixa de análise de $20^\circ < 2\theta < 90^\circ$. As fases foram determinadas através do software EVA.

3.7.1 MEDIÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO

O tamanho de grão tem grande influência nas propriedades mecânicas dos materiais metálicos, portanto, a avaliação metalográfica é muito importante para o controle da qualidade do material. Para determinação do tamanho de grão, utilizou-se o método de contagem de grãos, baseado na norma ASTM E112.

A determinação do tamanho de grão é feita através da sobreposição de uma linha-teste aleatória sobre a imagem de microestrutura e contando-se o número de grãos ao longo

dessa linha, que dividido pelo comprimento da linha, obtém-se uma média em micron (μ) do tamanho de grão de cada liga estudada.

3.8 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

As temperaturas de transformação de fase das ligas estudadas foram determinadas utilizando um equipamento de Calorimetria Diferencial de Varredura, modelo DSC – 60 fabricado pela SHIMADZU.

Para os ensaios, foi utilizada a taxa de 5°C/min para o aquecimento e de -5°C/min para o resfriamento com uma faixa de temperatura que variou de -120°C a 40°C e fluxo de calor de 40mW. A atmosfera empregada foi o argônio, com fluxo constante e vazão de 50ml/min.

As amostras utilizadas no ensaio foram confeccionadas via eletroerosão a fio, com dimensões de \varnothing 5mm X 1,5 mm e peso em torno de 200mg. Após a usinagem, as amostras foram temperadas para evitar alterações nas temperaturas de transformação decorrentes do processo de usinagem.

3.9 ESTIMATIVA DA HISTERESE TÉRMICA, QUANTIFICAÇÃO DA SUPERELASTICIDADE, DEFORMAÇÃO RESIDUAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS LIGAS

As propriedades termomecânicas das ligas foram determinadas através de ensaios de tração estáticos e cíclicos de carregamento/descarregamento. Os ensaios foram realizados nas máquinas universais de ensaios mecânicos da marca SHIMADZU modelo Autograph AG-X 10kN e modelo Servo Pulser EHF 50kN.

Para a realização dos ensaios, utilizou-se um dispositivo criado por Brito (2012) Figura 3.04, que tem como objetivo reduzir ao máximo as chances de escorregamento entre as superfícies do corpo de prova e as garras de fixação, fato que pode ocasionar falsos resultados nos valores de carregamento das amostras.



Figura 3.04 – Dispositivo para ensaio de tração estático. Fonte: (BRITO, 2012)

A Figura 3.05 mostra o esquema de montagem do dispositivo na máquina universal de ensaios SHIMADZU.



Figura 3.05 – Montagem do dispositivo de tração na máquina universal de ensaios SHIMADZU

Os ensaios de tração estáticos foram realizados em temperatura ambiente, variando 4 velocidades de carregamento: 0,0005; 0,0008; 0,0083 e 0,05mm/s, aplicando-se uma carga no corpo de prova até o seu rompimento, onde foram determinadas as tensões de indução da martensita, deformação de ruptura, tensão de ruptura e inclinação da transformação martensítica.

Quanto a estimativa da histerese térmica das ligas, foram realizados ensaios determinando a temperatura de transformação de fase inicial da martensita retida em austenita. O método utilizado consiste em realizar o teste de carregamento em uma amostra em temperatura ambiente (25°C), até um percentual de deformação determinado e, logo após o descarregamento, sob carga nula, aquecê-la através de um fluxo de ar quente de 200°C gerado por um soprador térmico direcionado para a parte útil do corpo de prova, até ser atingida o máximo retorno possível da tensão residual. O tempo médio de permanência do fluxo de calor no corpo de prova foi de 1 minuto.

Para a quantificação da superelasticidade, foram realizados testes de carregamento das amostras, com deformações de 3, 4, 5, 6 e 7% e nas temperaturas de 25°C, 50°C e 100°C. O teste consiste em um ciclo de carregamento até a deformação determinada, seguido do descarregamento do corpo de prova até a tensão $\sigma = 0$ MPa.

A quantificação da deformação recuperada foi avaliada, utilizando método semelhante ao da estimativa da histerese térmica, realizando o carregamento das amostras em temperatura ambiente, até um percentual de deformação determinado e, logo após o descarregamento, sob carga nula, aquecê-la através de um fluxo de ar quente de 200°C, gerado por um soprador térmico direcionado para a parte útil do corpo de prova, até o máximo retorno possível da deformação residual.

3.10 ANÁLISE DA REGIÃO DE FRATURA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Os corpos de prova utilizados nos ensaios de tração à ruptura, foram analisados via microscopia eletrônica de varredura – MEV, utilizando um microscópio eletrônico de varredura fabricado pela Zeiss LEO - modelo 1430, com o objetivo de caracterizar a morfologia da superfície de fratura em cada liga estudada.

3.11 APLICAÇÃO DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B EM ACOPLAMENTO DE TUBULAÇÃO UTILIZANDO A RECUPERAÇÃO DE MARTENSITA INDUZIDA POR TENSÃO

Com o objetivo de avaliar a aplicabilidade da liga estudada, usinou-se uma luva para acoplamento de tubos, utilizando uma liga de Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.

Fundiu-se uma quantidade aproximada de 1000g em um forno de resistência fabricado pela JUNG, modelo 4218, sem controle de atmosfera, utilizando um cadinho de grafite-argila e vazados em um molde de aço 1045 (Figura 3.06), do qual foi obtido um lingote cilíndrico com as dimensões de Ø 49mm x 80mm. O tempo de fusão da liga foi de aproximadamente 30 minutos.



Figura 3.06 – Molde em aço 1045 utilizado no vazamento do lingote para confecção da luva com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Após a fundição, o lingote foi submetido a um tratamento térmico de homogeneização durante 12 horas em um forno tipo mufla da marca JUNG a 850°C e resfriado lentamente no próprio forno até a temperatura ambiente, com o objetivo de corrigir eventuais diferenças de composição ao longo do lingote. O processo de usinagem foi realizado em um torno mecânico universal fabricado pela ROMI – Modelo S-20.

A luva foi projetada de modo que o seu diâmetro interno original seja menor que o diâmetro externo dos tubos que serão acoplados, para que ocorra a fixação da mesma nos

tubos após o processo de expansão e recuperação de forma por aquecimento. As dimensões do dispositivo de união, assim como a luva confeccionada, estão representadas nas Figuras 3.07. e 3.08, respectivamente.

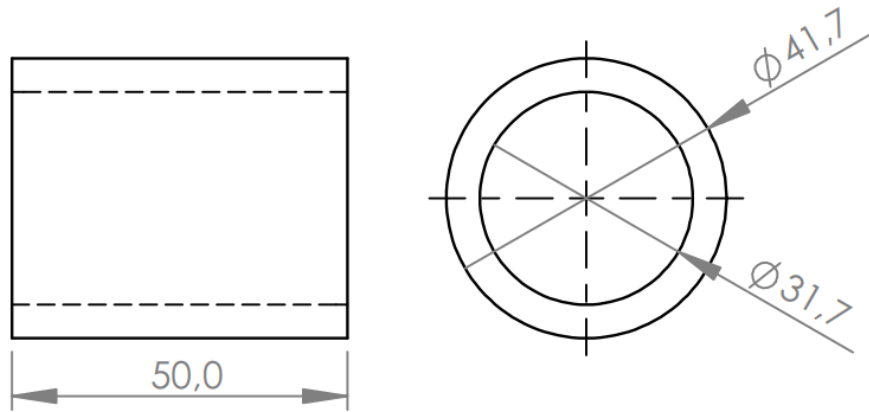


Figura 3.07 – Representação das dimensões da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B



Figura 3.08 – Luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Após o processo de usinagem, a luva foi submetida a um tratamento térmico de têmpera em água à temperatura ambiente (25°C), para obtenção do efeito memória de forma.

Em seguida, realizou-se o processo de expansão da luva, a fim de se obter um diâmetro interno maior do que o diâmetro externo dos tubos para posterior acoplamento. A expansão foi realizada à temperatura ambiente (25°C), utilizando uma prensa hidráulica manual fabricada pela Marcon, modelo MPH-15, com capacidade de 15 toneladas e um

punção de aço 1045 (Figura 3.09). As dimensões do punção estão representadas na Figura 3.10.



Figura 3.09 – Punção utilizado para expansão da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

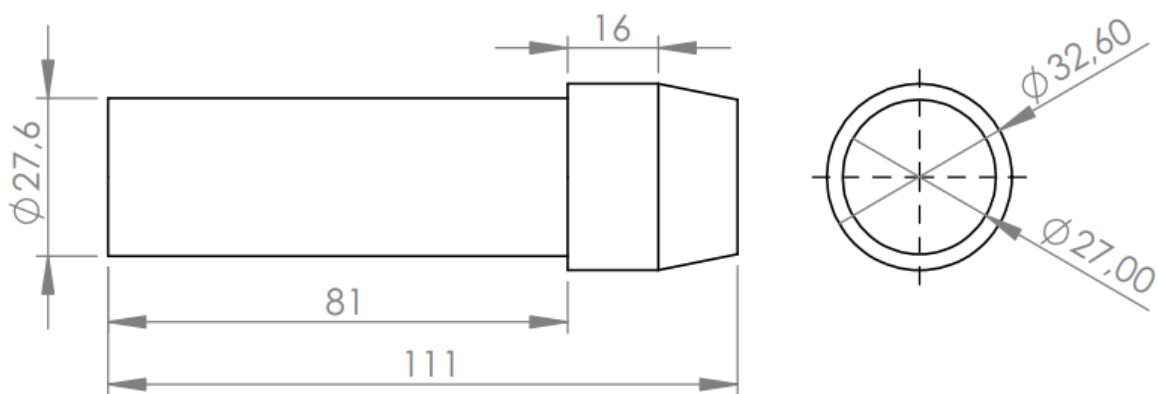


Figura 3.10 – Dimensões do punção utilizado para expansão da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

A luva foi posicionada em uma base com um diâmetro interno de $\text{Ø } 35\text{mm}$, para garantir a saída do punção após o processo de expansão. A montagem do conjunto utilizado está representada na Figura 3.11.



Figura 3.11– Conjunto punção/base para expansão da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Após esse processo, a luva foi acoplada aos tubos e aquecida com um fluxo de calor de 200°C gerado por um soprador térmico, com isso, houve a recuperação de martensita induzida por tensão, retornando a luva ao seu diâmetro interno original, fixando consequentemente, os tubos à luva. Foram utilizados no teste, tubos em aço carbono 1020, onde usinou-se um rebaixo para acoplamento da luva em uma extremidade e uma rosca para fixação do tubo ao suporte na outra, conforme representado na Figura 3.12. As dimensões utilizadas para confecção estão representadas na Figura 3.13.



Figura 3.12 – Tubos em aço 1020 utilizados nos testes de acoplamento da Luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

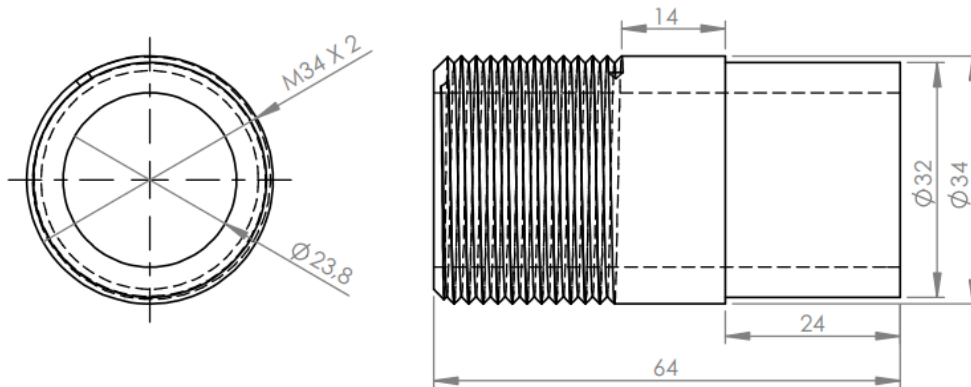


Figura 3.13 – Dimensões do tubo utilizado no teste da luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

A Figura 3.14 mostra a luva acoplada aos tubos após o aquecimento e retorno à sua dimensão original.



Figura 3.14 – Luva confeccionada com a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B acoplada aos tubos

A Figura 3.15 mostra como foi realizada a montagem do conjunto para realização do ensaio de resistência à tração do dispositivo.



Figura 3.15 – Montagem do dispositivo na máquina universal de ensaios SHIMADZU

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados e discussões, após as análises e ensaios das ligas estudadas.

4.1 MEDIÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

A caracterização microestrutural para medição do tamanho de grão da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B está apresentada na Figura 4.01.

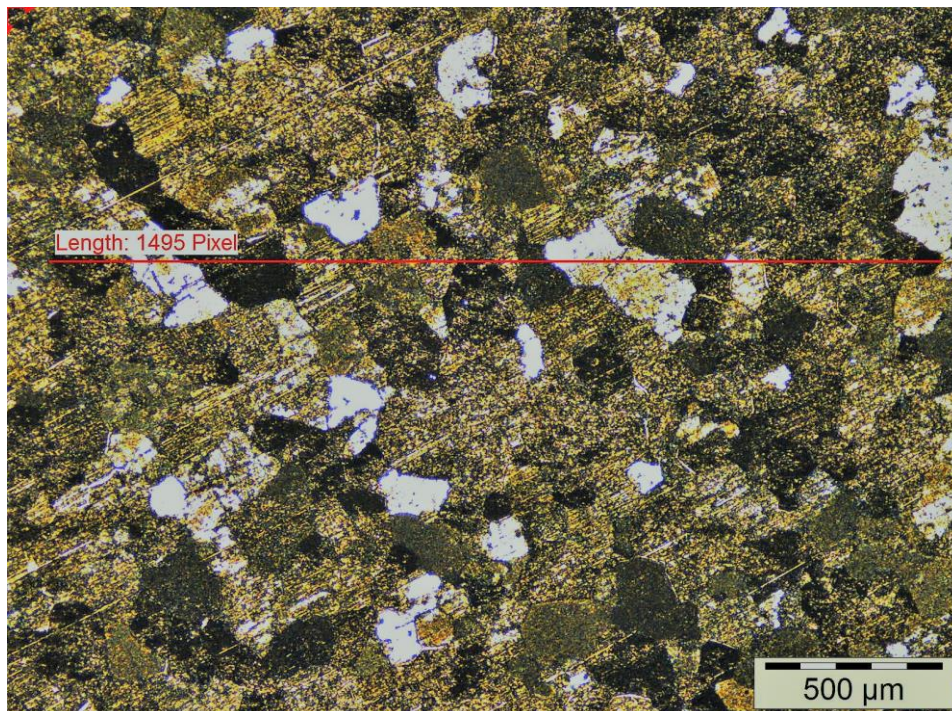


Figura 4.01 - Microscopia da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Os resultados das análises mostraram que a liga obteve uma granulometria média 100 μm , corroborando os estudos realizados por Caluête (2016), que obteve em suas análises, um tamanho de grão em torno de 134 μm entre as amostras analisadas com a mesma composição.

4.2 ANÁLISE DOS PRECIPITADOS NA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

Na Figura 4.02 está representada a micrografia da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B sem a realização do ataque químico, onde é possível notar uma quantidade relevante de precipitados presente na liga. De acordo com Caluête (2016), estes precipitados provavelmente são de TiB_2 e Mn_5Ti , que são os agentes responsáveis pelo refino de grãos desta liga, com isso, a redução granulométrica foi equivalente a outras ligas com base Cu-Al, como as ligas elaboradas por Oliveira (2009), com matriz Cu-Al-Be e adição de Nb como refinador de grão, que apresentaram tamanho médio de grão de aproximadamente 120 μm .

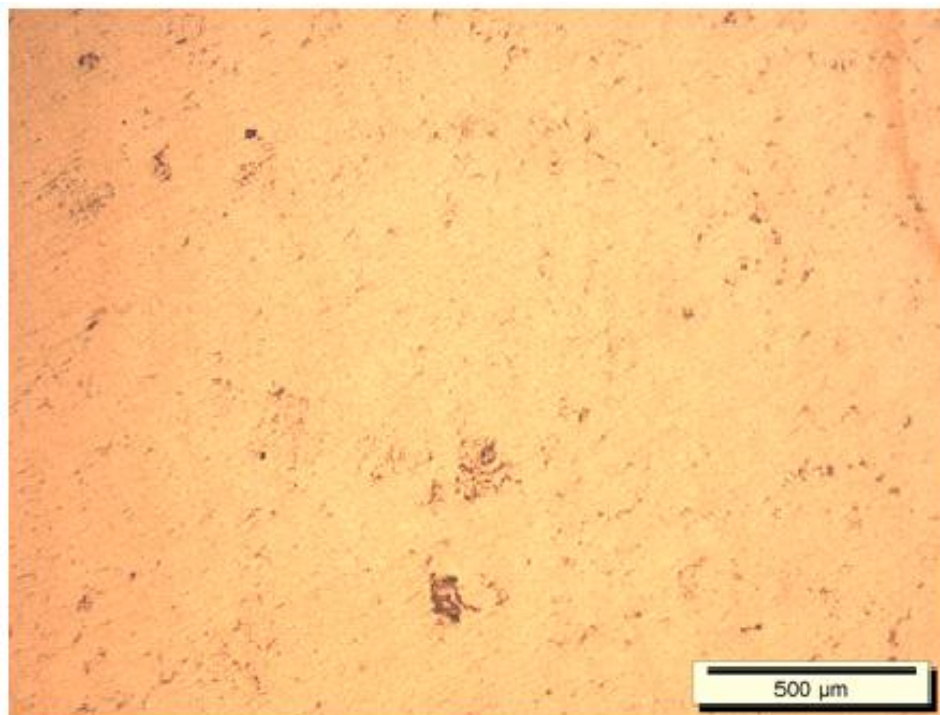


Figura 4.02 - Precipitados de TiB_2 e Mn_5Ti presentes na da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

4.3 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA NA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

Na Figura 4.03 está representado o termograma da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B, obtida via análise de DSC.

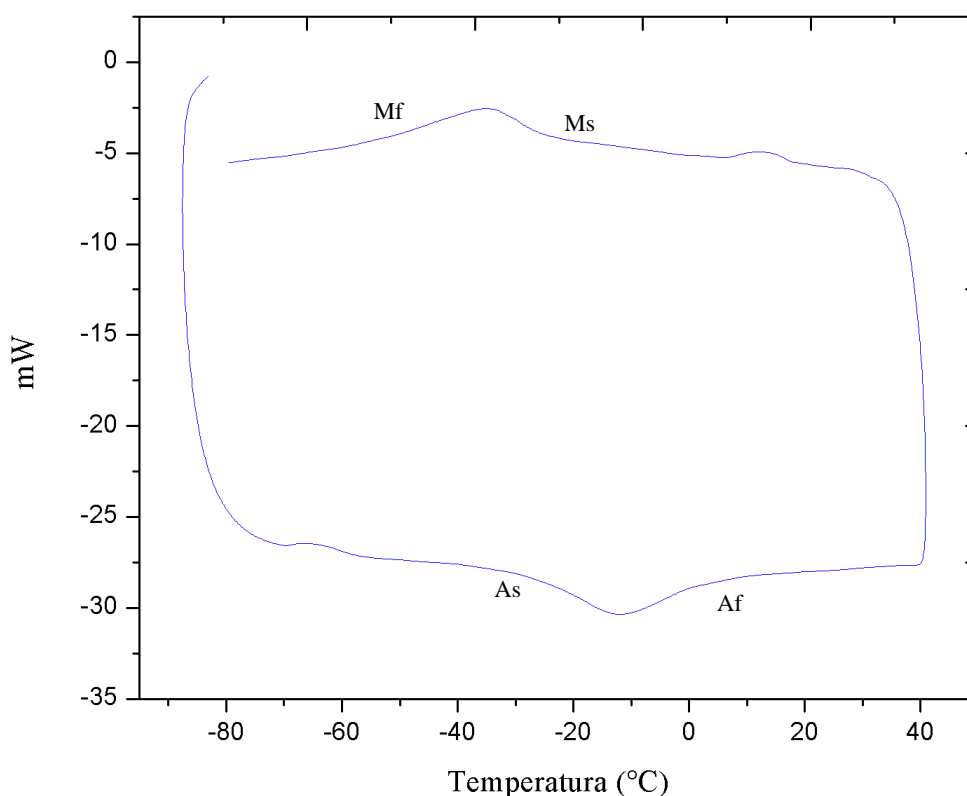


Figura 4.03 – Curvas de análise DSC da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Analisando as curvas, é possível visualizar dois picos mais acentuados, um durante o aquecimento e outro durante o resfriamento, por meio deles, são determinadas as temperaturas de transformação de fase (TTF). O pico formado durante o aquecimento, corresponde as temperaturas de transformação de fase martensita-austenita inicial (A_s) e final (A_f), respectivamente, e durante o resfriamento, o pico corresponde a transformação de fase austenita-martensita inicial (M_s) e final (M_f), respectivamente.

Os valores das TTF estão indicados na Tabela 4.01 e foram obtidos através do método da tangente, utilizando o software Ta60 da Shimadzu.

Tabela 4.01 - Temperaturas de transformação de fases da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Mf	Ms	As	Af
-56,54°C	-25,45°C	-29,34°C	2,52°C

De acordo com os resultados, nota-se que a liga se encontra totalmente na sua fase austenítica à temperatura ambiente.

4.4 DIFRATOGRAMA DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

A Figura 4.04 representa o difratograma obtido por DRX, da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B. Analisando as cartas cristalográficas e comparando com os picos obtidos, percebe-se que a liga possui uma fase predominantemente austenítica, apresentado uma estrutura do tipo L2₁.

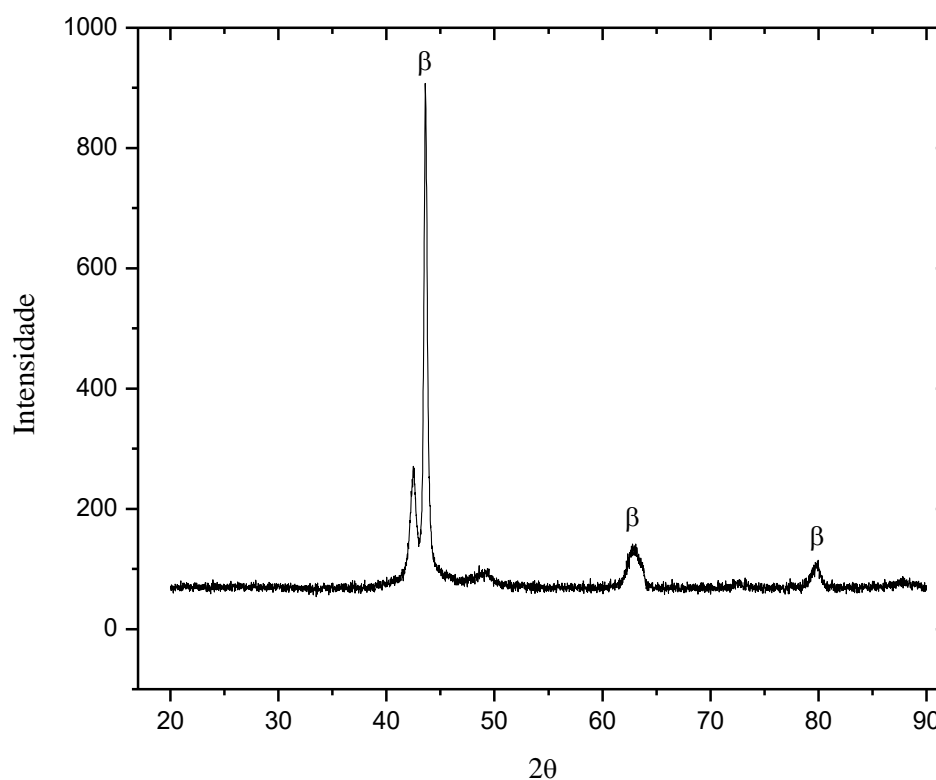


Figura 4.04 - Difratograma da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.

4.5 INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DA VELOCIDADE DE DEFORMAÇÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

A influência da velocidade de deformação nas propriedades mecânicas foi avaliada utilizando quatro velocidades: 0,0005; 0,0008; 0,0083 e 0,05 mm/s para a mesma composição da liga, aplicando uma tensão até o seu rompimento. Dentre as propriedades avaliadas estão: deformação de ruptura, tensão de indução da fase martensítica, tensão de ruptura e inclinação da transformação martensítica por tensão.

A Figura 4.05 apresenta a influência da velocidade de deformação nos valores de deformação de ruptura (%) obtidos nos ensaios. Observa-se uma leve diminuição do valor médio da deformação de ruptura com o aumento da velocidade de deformação entre 0,0005 e 0,0008 mm/s, acima desta velocidade, verifica-se um leve aumento nos valores médios da deformação de ruptura.

Outro ponto a ser evidenciado está no fato de que a máxima dispersão foi obtida para velocidade de deformação 0,0008 mm/s e a menor dispersão para velocidade de deformação de 0,0083 mm/s. Esta dispersão está associada a pedaços de manganês que não fundiram e ficaram aprisionados no interior do lingote durante o processo de solidificação da liga.

A deformação de ruptura apresentou baixa sensibilidade em relação a velocidade de deformação. É possível notar uma diferença praticamente nula entre os valores máximos de deformação de ruptura para menor e maior velocidades de deformação.

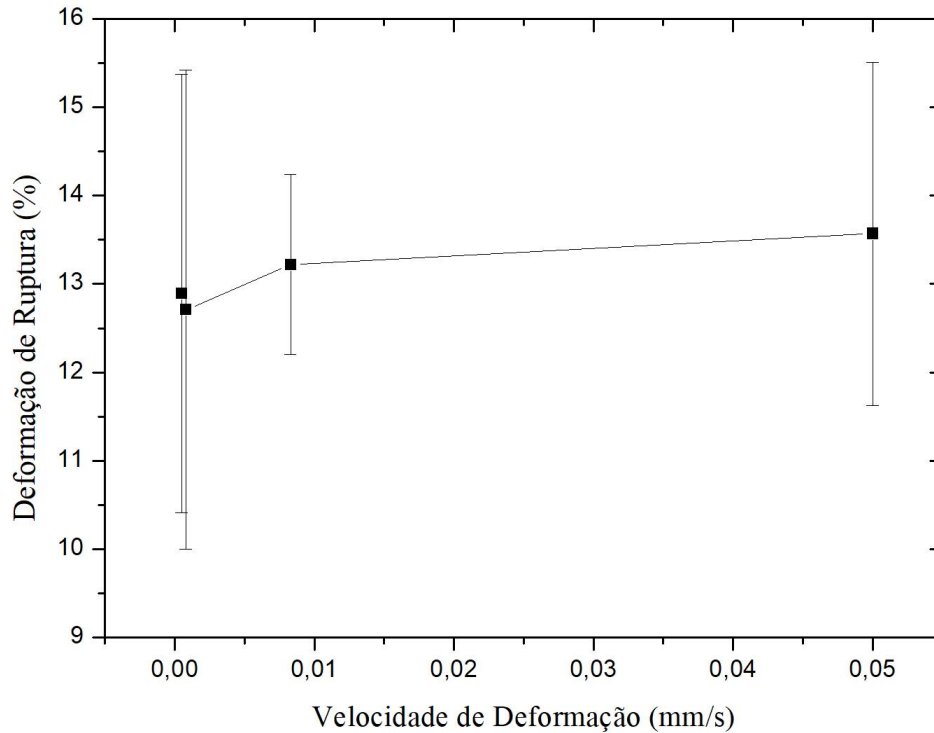


Figura 4.05 – Deformação de Ruptura (%) versus Velocidade de Deformação (mm/s) na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

A Figura 4.06 apresenta os valores de tensão de indução em relação à velocidade de deformação. Os resultados indicam que ocorre uma tendência de aumento dos valores médios das tensões de indução da martensita, à medida que a velocidade de carregamento aumenta. Com isso, pode-se concluir que, quanto maior a velocidade de deformação utilizada nos ensaios de tração para a mesma composição da liga, maiores serão os valores das tensões de indução da martensita, ratificando os estudos realizados por Nasser *et al.* (2005), que explicaram essa sensibilidade à taxa de deformação considerando o movimento interfacial da martensita formada, com base em um modelo que inclui dois mecanismos: a ativação térmica e o efeito do arrasto de discordâncias.

Nos ensaios realizados na velocidade de 0,05 mm/s, obteve-se uma tensão de indução média de 170,38 MPa, no segundo ensaio, realizado a uma velocidade de 0,0083 mm/s, o resultado médio foi de 136,86 MPa, uma redução de 33,52 MPa em relação ao ensaio anterior. Nos demais ensaios, realizados nas velocidades de 0,0008 mm/s e 0,0005 mm/s, os resultados foram 138,19 MPa e 135,12 MPa, respectivamente.

É possível analisar na diferença dos valores entre as tensões de indução, que, quanto menor a velocidade de carregamento, ocorre também uma redução na diferença entre os valores das tensões de indução em relação a velocidade mais próxima, com isso, a

tendência é que as tensões não sofram alterações significativas em velocidades de carregamento mais baixas do que as analisadas.

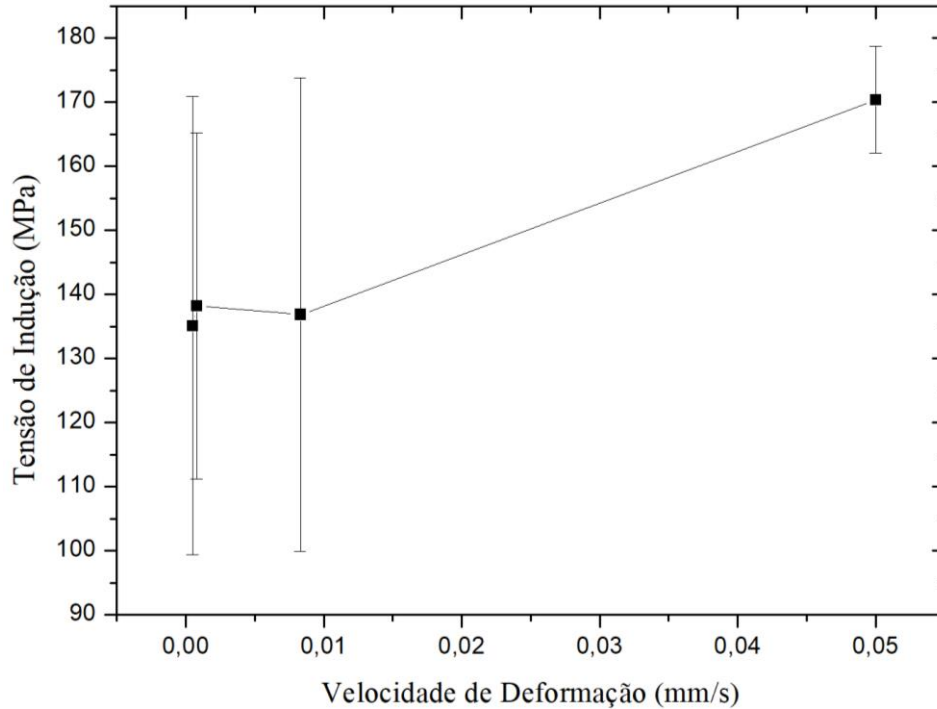


Figura 4.06 – Tensão de Indução *versus* Velocidade de Deformação na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

A Figura 4.07, apresenta os valores de tensão de ruptura em relação à velocidade de deformação. O comportamento apresentado pela tensão de ruptura ao variar a velocidade de deformação é similar ao da tensão de indução. Nota-se uma leve diminuição dos valores médios da tensão de ruptura com o aumento da velocidade de deformação até 0,0008 mm/s, acima desta velocidade, constata-se um aumento significativo nos valores médios da tensão de ruptura.

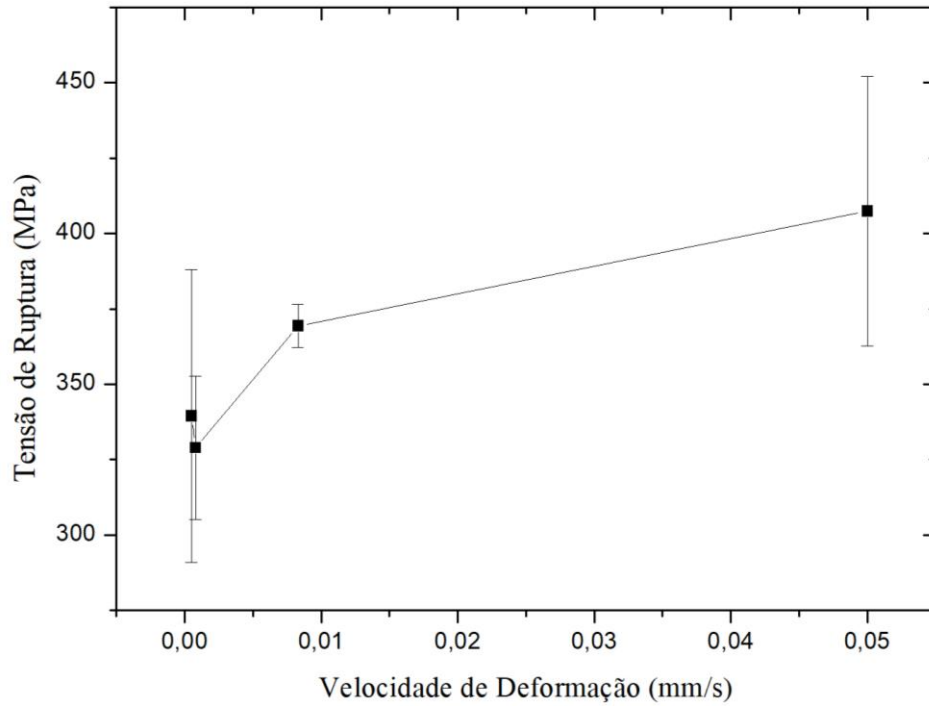


Figura 4.07 – Tensão de Ruptura *versus* Velocidade de Deformação na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

A inclinação da transformação matensítica foi medida a partir do coeficiente K em relação à velocidade de deformação. De acordo com Oliveira *et al.* (2017), o método para verificação desse coeficiente, consiste em medir graficamente a inclinação média da melhor linha de ajuste linear da curva que ocorre após a tensão inicial de um gráfico tensão-deformação, conforme ilustrado na Figura 4.08.

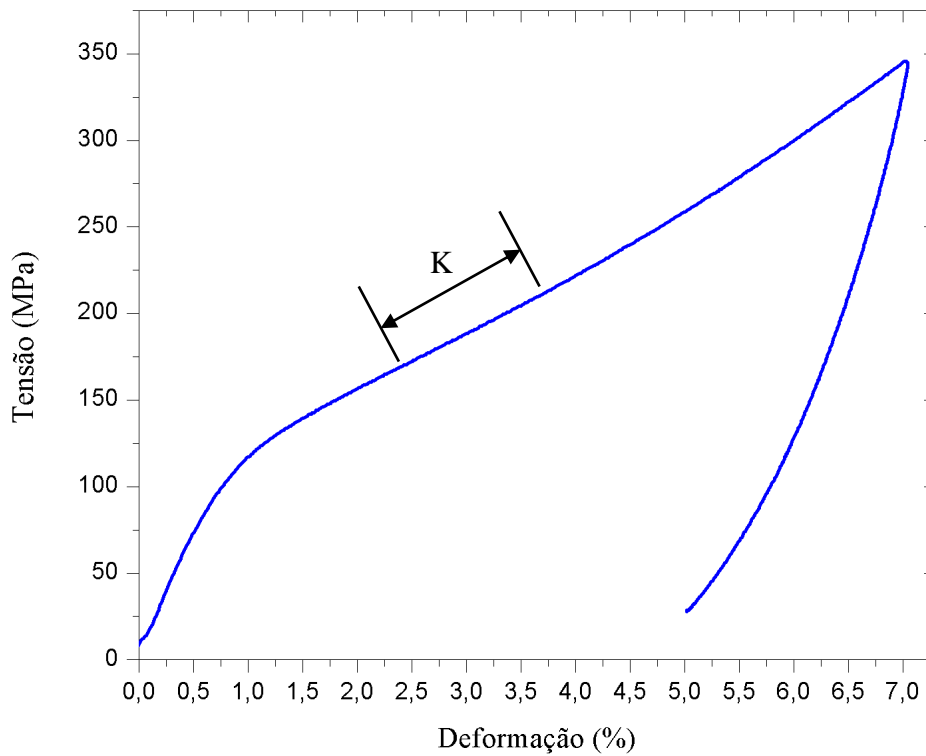


Figura 4.08 – Tensão de Ruptura *versus* Velocidade de Deformação na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Na Figura 4.09 percebe-se que o aumento da velocidade de deformação tende a aumentar a inclinação da transformação.

O aumento da inclinação provocado por velocidades de deformação elevadas, representa uma dificuldade para o prosseguimento da transformação martensítica induzida por tensão. Durante a transformação martensítica por tensão em altas velocidades de deformação, o processo de ativação térmica e/ou o arrasto de discordâncias, por sua vez, ocasionam um aumento da tensão para que a transformação possa continuar a ocorrer.

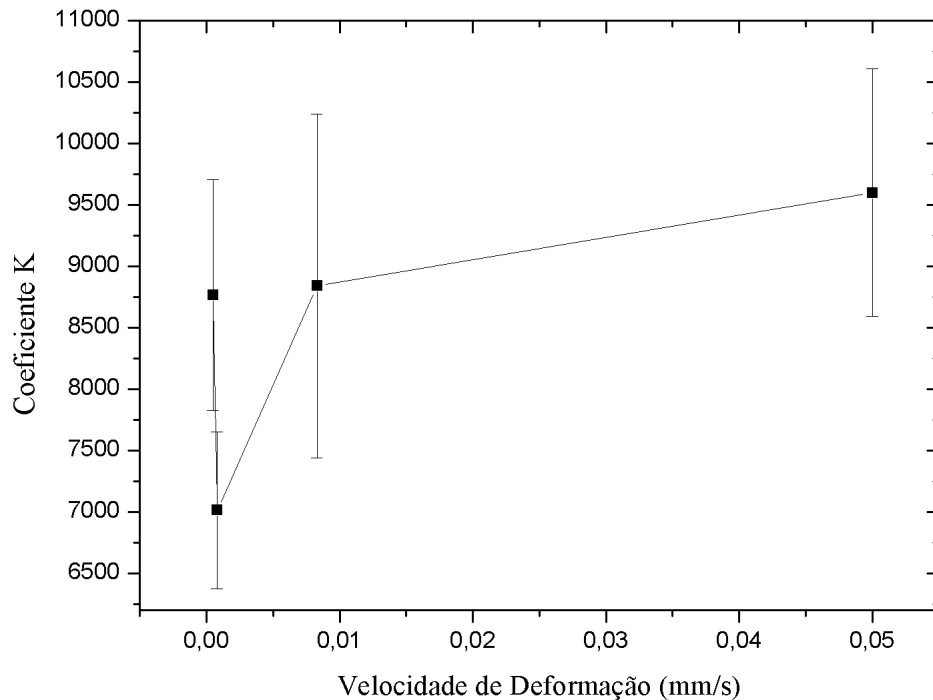


Figura 4.09 – Coeficiente K versus Velocidade de Deformação na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.

A Tabela 4.02 apresenta os valores médios das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios com as diferentes velocidades de deformação analisadas no presente trabalho.

Tabela 4.02 - Resultados dos ensaios de tração estáticos para a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Velocidade mm/s	Deformação média (%)	Tensão de Indução média (MPa)	Máx. Tensão média (MPa)	Inclinação
0,0500	13,36	170,38	407,40	9598,18
0,0083	13,24	136,86	369,32	8841,19
0,0008	12,76	138,19	331,31	7051,75
0,0005	12,85	135,12	365,86	8767,15

4.6 ANÁLISE DA FRACTOGRAFIA DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Através da análise da fractografia do corpo de prova pela microscopia eletrônica de varredura para a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B, submetidas aos ensaios de tração à ruptura, apresentadas nas Figuras 4.10a e 4.10b, detectamos a presença de micro mecanismo alveolar (*dimples*), o que caracteriza uma predominância da fratura dúctil. Observa-se ainda neste caso, a formação de *dimples* equiaxiais que são típicos do

carregamento de tração. Além disso, verifica-se uma região de estricção na parte útil do corpo de prova, característica típica de fratura dúctil, conforme apresentado na Figura 4.10c.

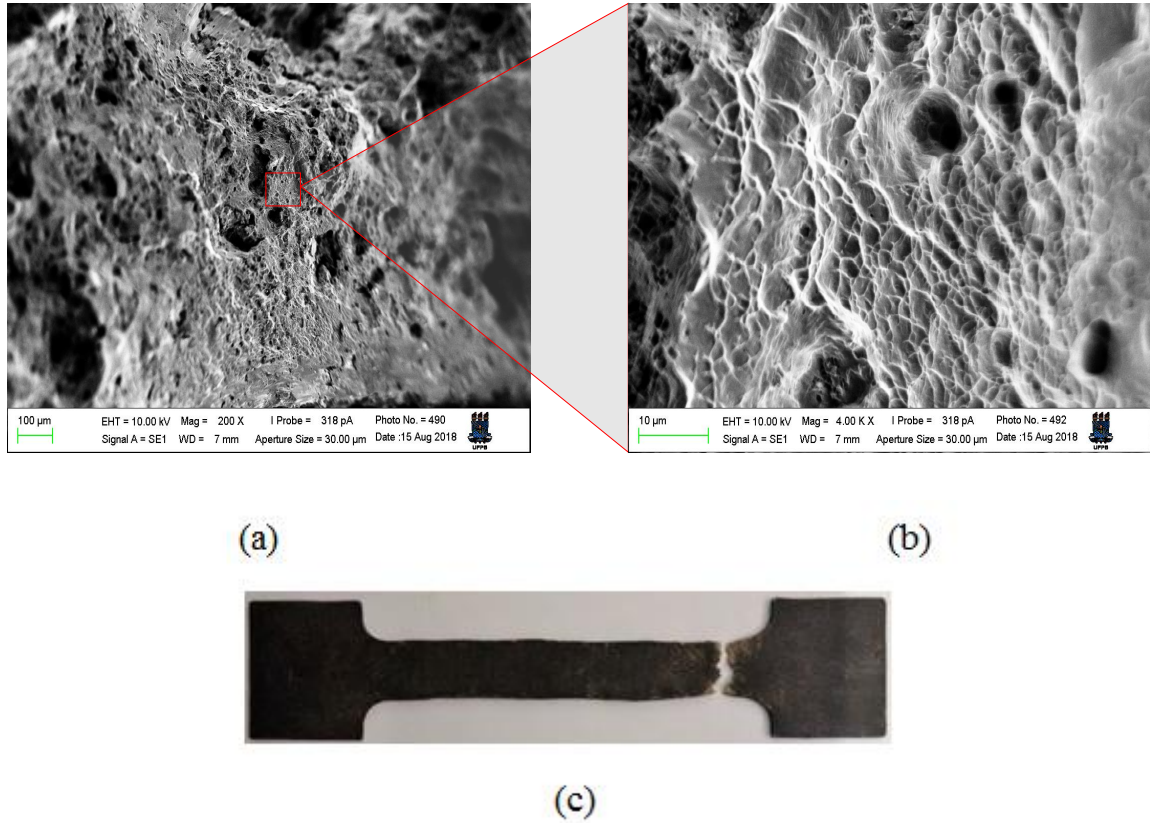


Figura 4.10 – a) Fractografia da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B – Mag = 200x, b) Fractografia da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B – Mag = 4000x, c) Corpo de prova utilizado na análise

4.7 QUANTIFICAÇÃO DA SUPERELASTICIDADE DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI -0,86B.

Os ensaios de quantificação da superelasticidade foram realizados em três etapas distintas.

Etapa 1: Quantificação da superelasticidade fixando a velocidade de deformação e variando a magnitude da deformação imposta:

A Figura 4.11 mostra os ensaios cíclicos de carregamentos/descarregamentos para a liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B, em diferentes percentuais de deformação, na velocidade de deformação de 0,05 mm/s em temperatura ambiente. Verifica-se que a liga apresenta baixa superelasticidade para todas as deformações impostas. A baixa superelasticidade pode ser explicada pelo fato da temperatura do ensaio está próxima do

M_s da liga, provocando desta forma, uma estabilização da martensita após o descarregamento.

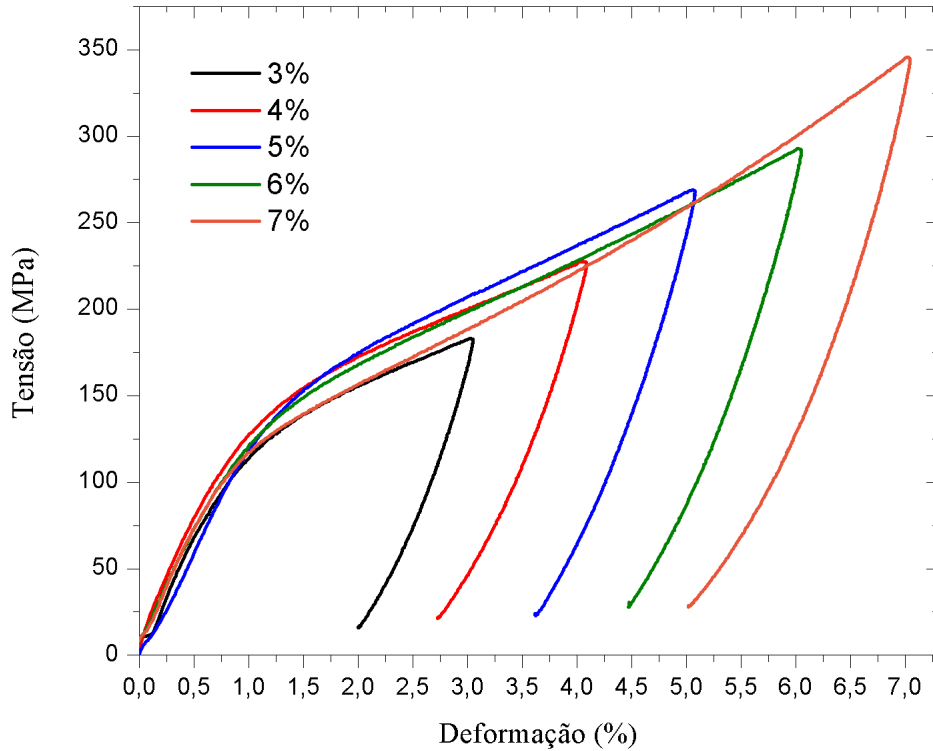


Figura 4.11 – Quantificação da superelasticidade em diferentes percentuais na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B com velocidade de 0,05 mm/s.

A Tabela 4.03 apresenta os valores de superelasticidade em relação ao percentual de deformação imposta. Nota-se um decréscimo na superelasticidade como o aumento da deformação imposta. Provavelmente esta redução está vinculada ao arrasto de discordâncias provocado pelo aumento da deformação imposta e pela proximidade do M_s , o que representa uma dificuldade para o prosseguimento da transformação reversa.

Tabela 4.03 - Percentual de superelasticidade da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Deformação da amostra	3%	4%	5%	6%	7%
Superelasticidade (%)	33,33%	32,5%	30%	30%	28,57%

Etapa 2: Quantificação da superelasticidade através da variação da velocidade de carregamento para o mesmo percentual de deformação imposta:

Com o objetivo de analisar a influência da velocidade de carregamento nos resultados de superelasticidade, as amostras foram submetidas a uma deformação de 7% em 4 velocidades: 0,05; 0,0083; 0,0008 e 0,0005mm/s, onde foram obtidos os resultados apresentados na Figura 4.12.

A superelasticidade não apresentou diferença significativa nos valores em função da variação da velocidade de deformação. Em relação as tensões de indução, notou-se que também houve um aumento da tensão de indução e da máxima tensão alcançada (para 7 % de deformação), em relação ao aumento da velocidade de deformação (Figura 4.12).

Através dos resultados apresentados na Figura 4.13, pode-se constatar que, o aumento na velocidade de carregamento, ocasionou também um leve aumento nos valores da deformação residual.

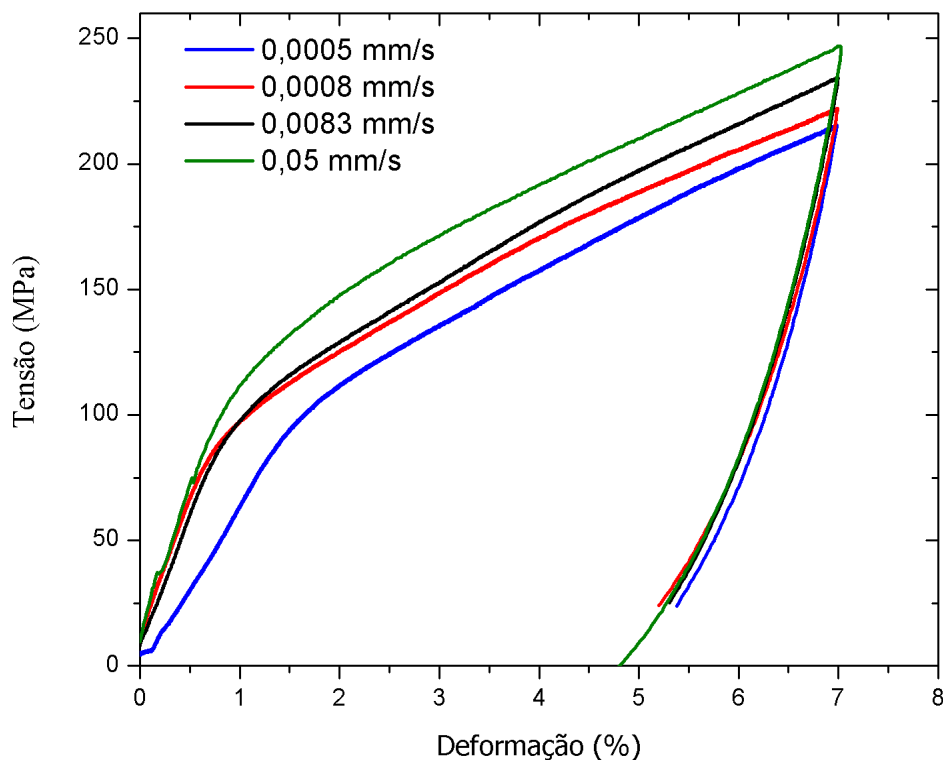


Figura 4.12 – Quantificação da superelasticidade em diferentes velocidades de carregamento para a deformação de 7% na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.

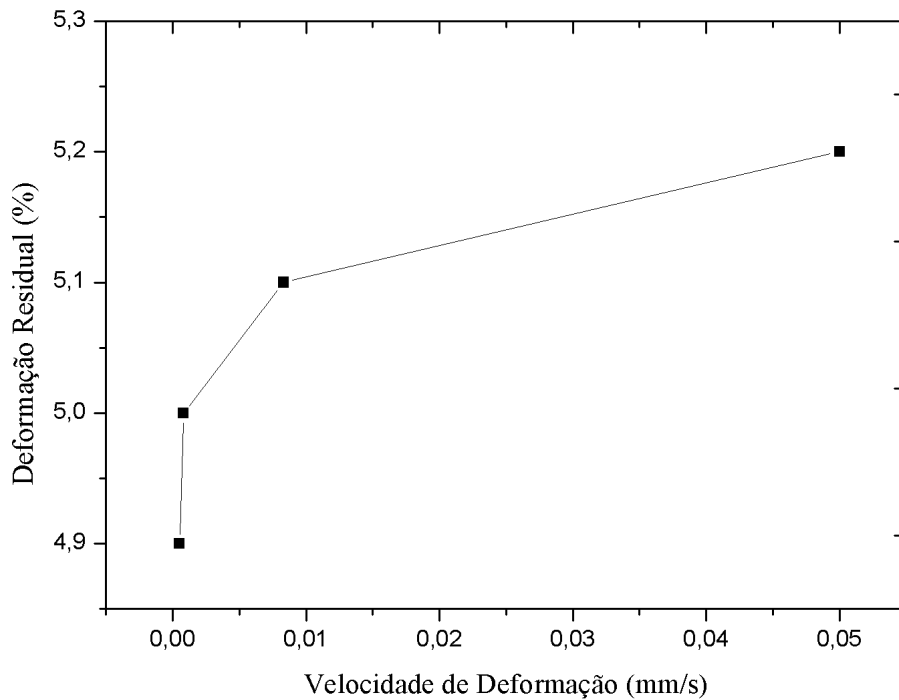


Figura 4.13 – Deformação residual em função da velocidade de deformação da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Etapa 3: Quantificação da superelasticidade com variação de temperatura e percentual de deformação constante:

No ensaio apresentado na Figura 4.14, as amostras foram submetidas a uma deformação constante de 7%, em uma velocidade de carregamento de 0,5 mm/s, onde foram realizados ensaios nas temperaturas de: 25°C, 50°C e 100°C. Nota-se que a deformação residual é reduzida com a elevação da temperatura do ensaio. Este comportamento pode ser explicado pelo fato da elevação da temperatura aumentar o processo de ativação térmica, diminuindo desta forma, o percentual de martensita estabilizada. Nota-se ainda, que a elevação da temperatura resultou em um aumento das tensões de indução da martensita, bem como, a tensão máxima para um mesmo percentual de deformação.

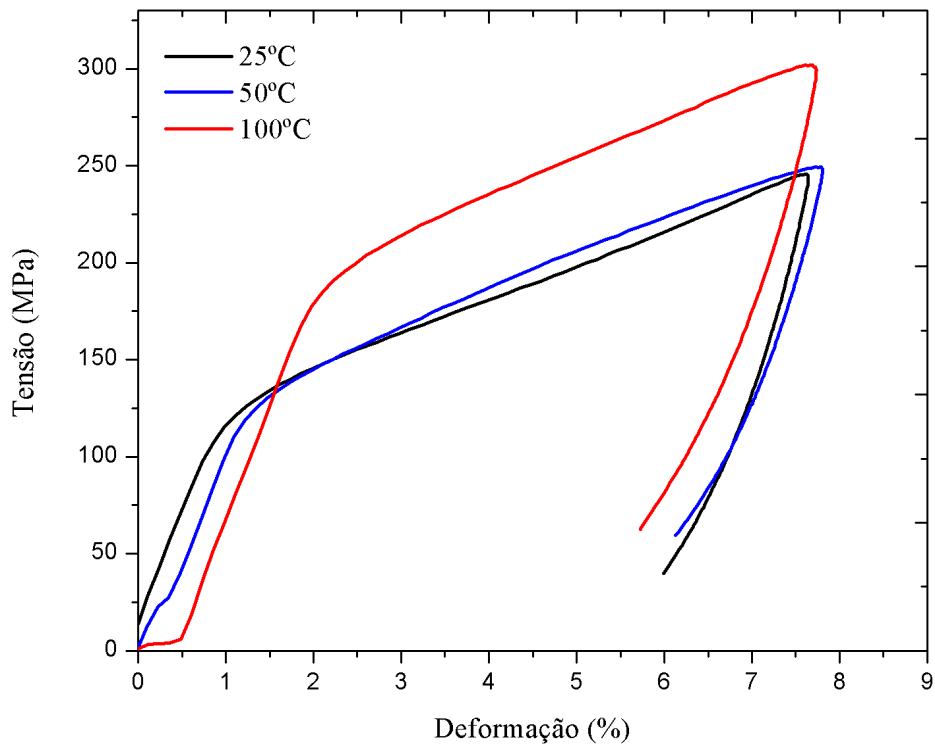


Figura 4.14 – Quantificação da superelasticidade em diferentes temperaturas para o percentual de deformação de 7% da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

4.8 ESTIMATIVA DA HISTERESE TÉRMICA DA LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

A estimativa da histerese térmica foi realizada durante os ensaios de superelasticidade. Para tanto, logo após os ciclos de deformações mecânicas, ou seja, sob carga nula, o corpo de prova foi aquecido e a temperatura associada ao final de recuperação de forma do corpo de prova corresponde, portanto, ao A_{fd} . Avaliou-se nesta temperatura, a tensão de recuperação e a deformação de recuperação após o aquecimento.

A Figura 4.15 apresenta os resultados obtidos para a tensão de recuperação após o aquecimento em carga nula para seguintes condições: deformação imposta variando entre 3 e 7%, temperatura de 25°C e uma velocidade de deformação de 0,05 mm/s.

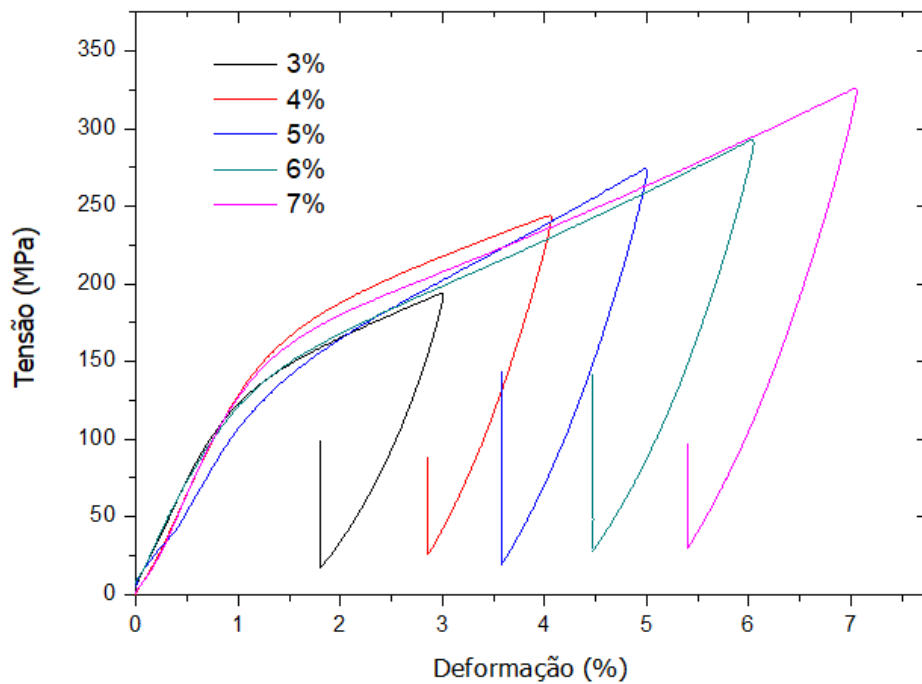


Figura 4.15 – Estimativa da histerese térmica em diferentes percentuais de deformação da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B em 25°C

Analisando os resultados, nota-se que o valor máximo da tensão de recuperação obtido, foi para deformação imposta de 5%. O aquecimento do corpo de prova à temperatura de 200°C após o ciclo de deformação mecânica (5%), gerou uma tensão de recuperação de aproximadamente 140 MPa. O perfil da tensão de recuperação em função da deformação imposta mostrou-se aleatório, apresentando uma redução entre as deformações de 3 e 4%, aumentou entre 4 e 5% e voltou a cair novamente após 5% de deformação imposta, conforme representado na Figura 4.16.

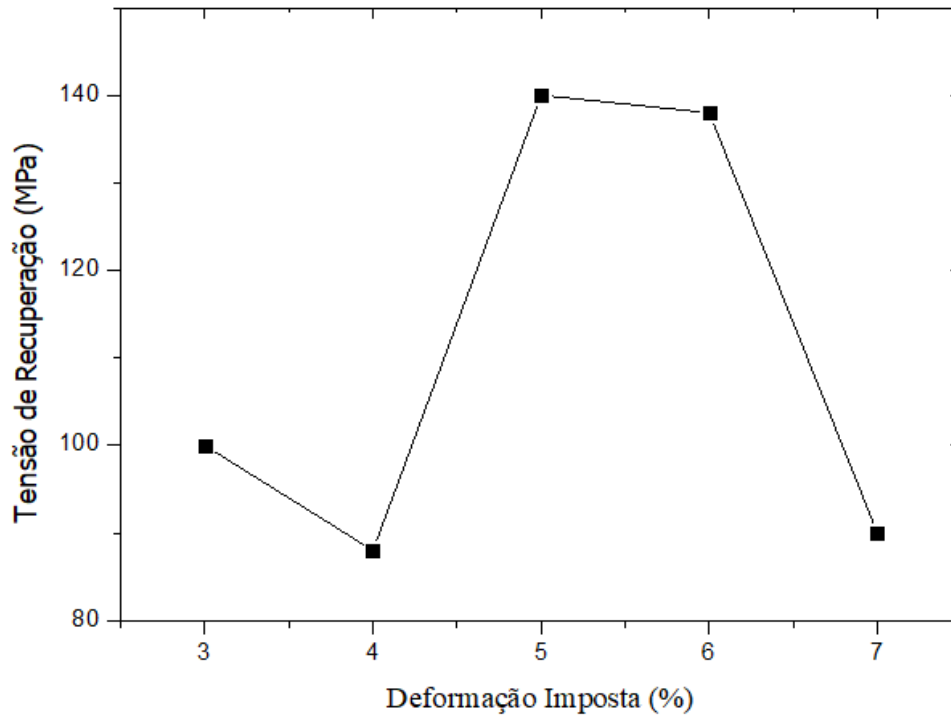


Figura 4.16 – Tensão de Recuperação em relação à deformação imposta da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

A Tabela 4.04 mostra os valores de tensão recuperados após o aquecimento com o soprador térmico na temperatura de 200°C:

Tabela 4.04 - Valores de tensão recuperados após o aquecimento da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Deformação da amostra	3%	4%	5%	6%	7%
Tensão de recuperação (MPa)	100	87	140	135	90

A Figura 4.17 apresenta os resultados obtidos para deformação recuperada após o aquecimento, em carga nula, para seguintes condições: deformação imposta variando entre 3 e 7%, temperatura de 25°C e uma velocidade de deformação de 0,05 mm/s. Percebe-se que a deformação residual aumentou com o aumento da deformação imposta, conforme mostrado na Figura 4.18.

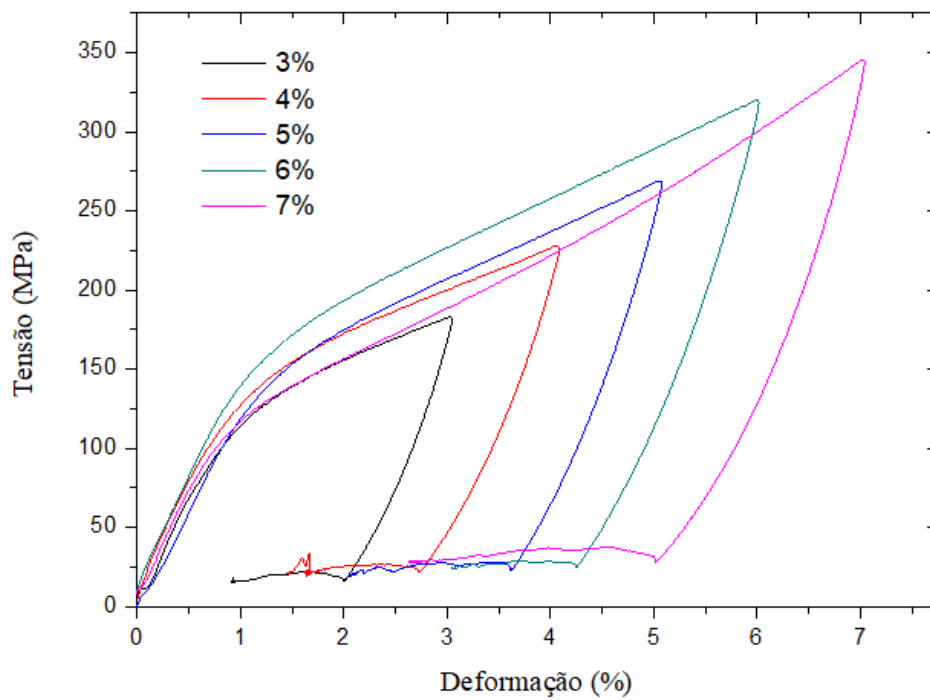


Figura 4.17 – Deformação residual em diferentes percentuais de deformação da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B em 25°C

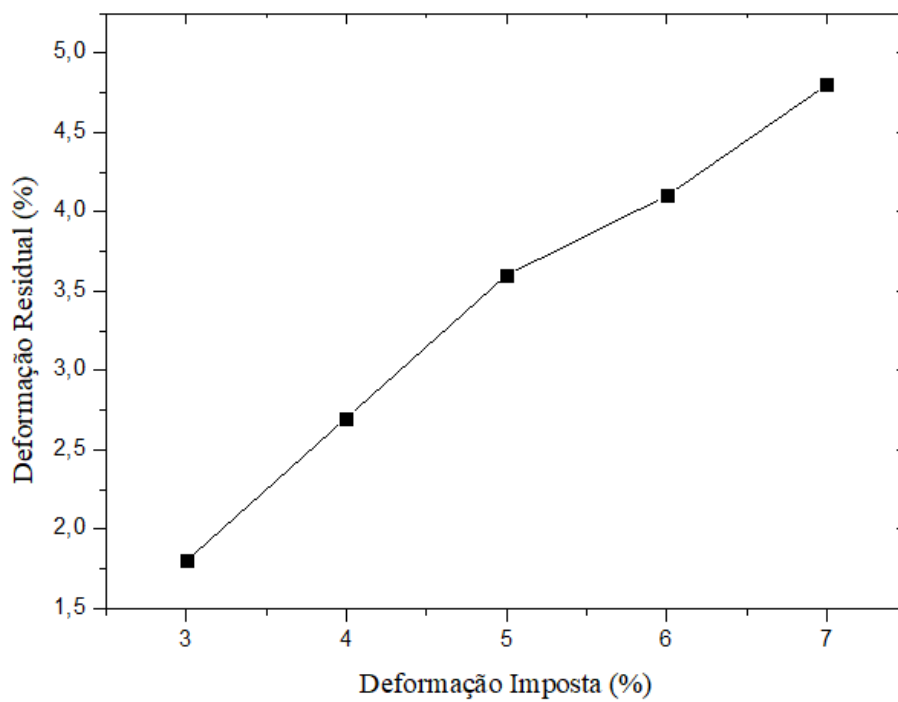


Figura 4.18 – Deformação residual em relação à deformação imposta da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

O valor máximo da deformação recuperada foi obtido para deformação imposta de 3%. O aquecimento do corpo de prova à temperatura de 200°C após o ciclo de deformação mecânica (3%), apresentou uma deformação recuperada de aproximadamente 60% da deformação residual. O perfil da deformação recuperada em função da deformação imposta mostrou-se aleatório, apresentando uma redução entre as deformações de 3 e 4%, praticamente não alterou entre 4 e 5%, caiu entre 5% e 6%, voltando a subir entre 6% e 7% de deformação imposta, conforme representado na Figura 4.19.

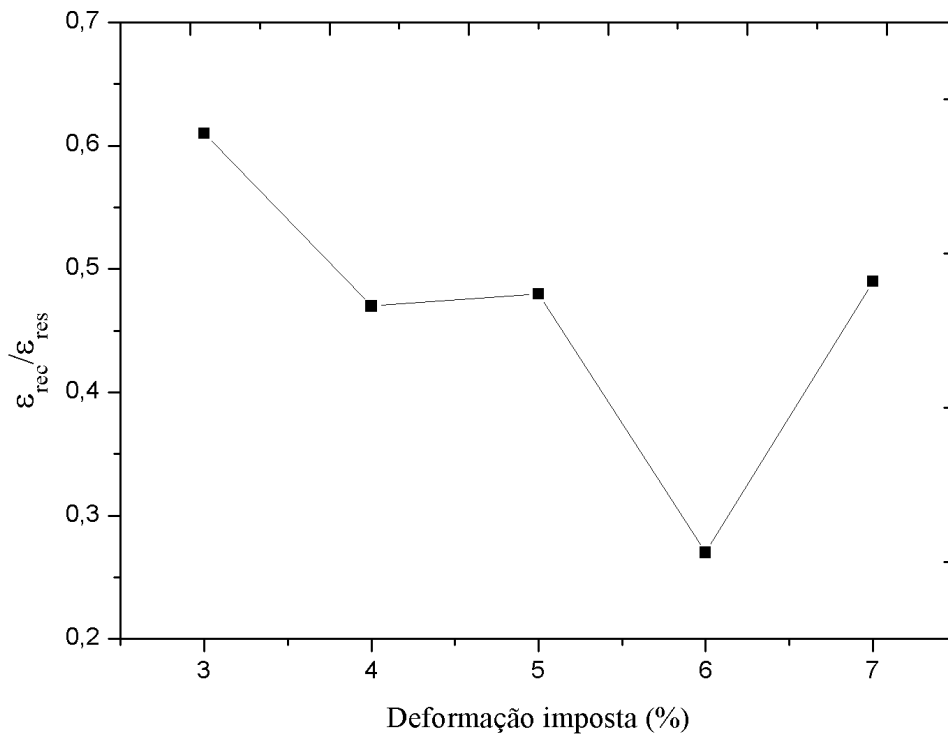


Figura 4.19 – Razão de recuperação de deformação em relação à deformação residual da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

A Tabela 4.05 mostra os valores do percentual de recuperação de deformação em relação a cada deformação imposta, após o aquecimento com o soprador térmico.

Tabela 4.05 – Percentual de recuperação de deformação da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B após o aquecimento

Deformação da amostra	3%	4%	5%	6%	7%
Deformação recuperada (%)	1,1	1,25	1,65	1,2	2,4

4.9 MEDIÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO DA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

Com o objetivo de avaliar a influência do aumento do percentual de Al em relação a liga inicialmente estudada, elaborou-se uma liga com a seguinte composição nominal: Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.

A micrografia para dimensionamento dos grãos dessa liga está apresentada na Figura 4.20.

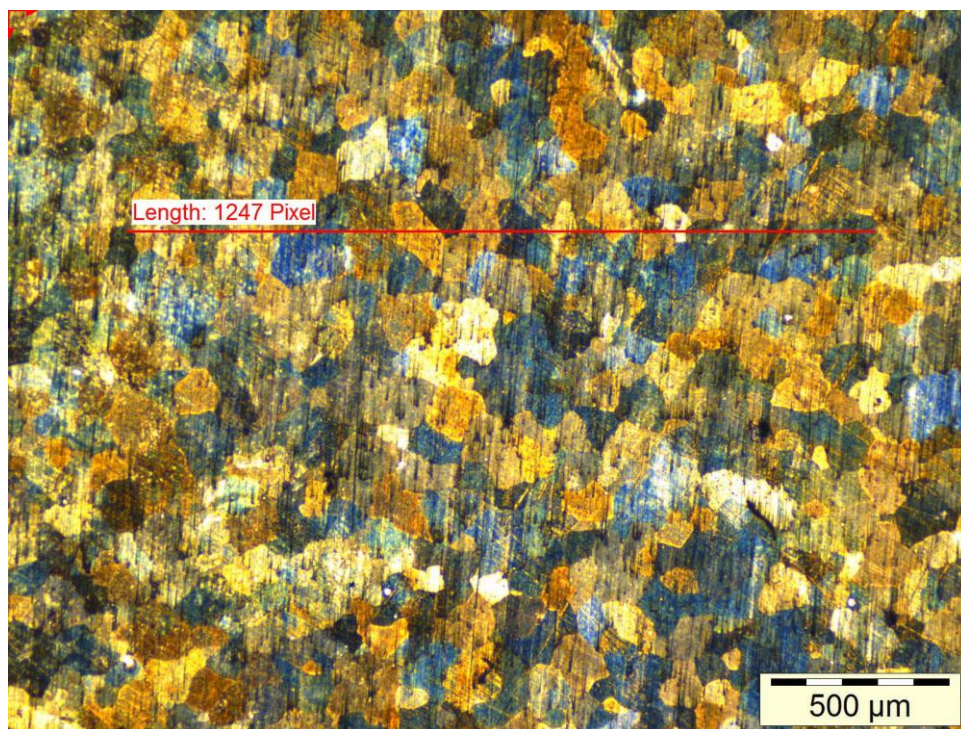


Figura 4.20 - Microscopia da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

É possível constatar que a granulometria média é de 70 μ m, indicando que os elementos Ti-B adicionados a composição da liga, realizaram adequadamente o refinamento dos grãos, assim como foram refinados na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B.

4.10 ANÁLISE DOS PRECIPITADOS NA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

Na Figura 4.21, percebe-se uma quantidade relevante de precipitados TiB_2 e Mn_5Ti , que são os agentes responsáveis pelo refino de grãos desta liga, assim como foi apresentado na liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B, isso explica o tamanho de grão reduzido apresentado na Figura 4.20.

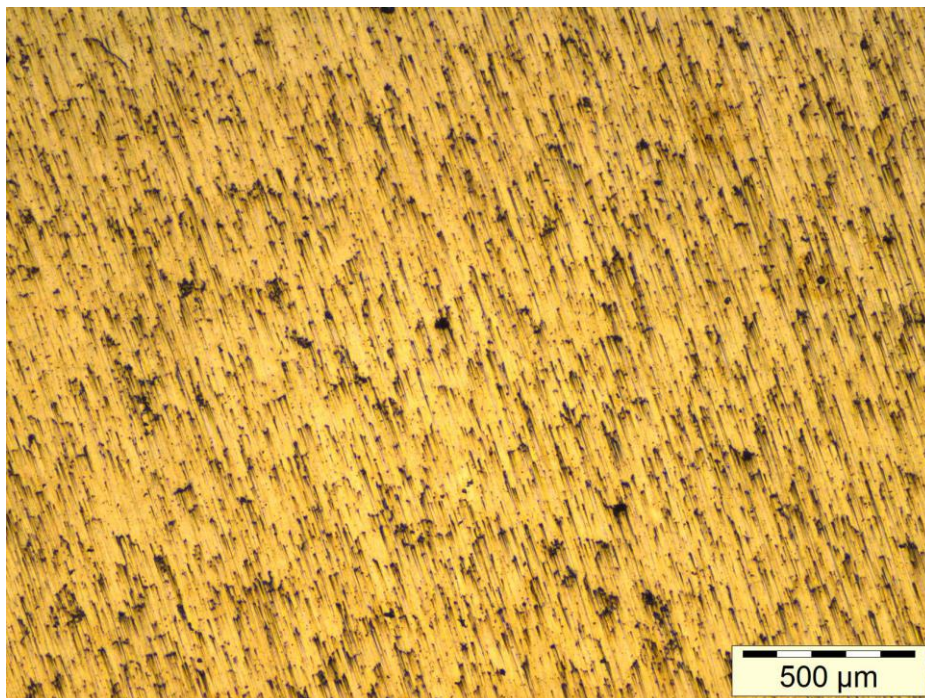


Figura 4.21 - Precipitados de TiB_2 e Mn_5Ti presentes na liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

4.11 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA NA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

Na Figura 4.22 está representado o termograma da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B, obtida via análise de DSC.

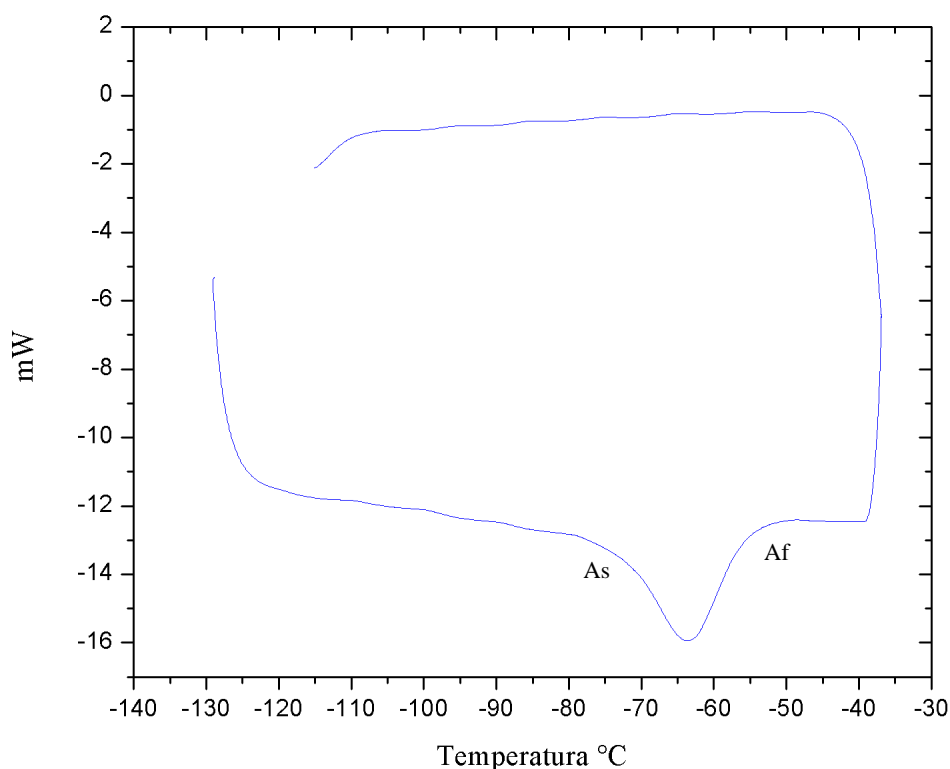


Figura 4.22 – Curvas de análise DSC da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

É possível observar no termograma, que as temperaturas de transformação de fase sofreram forte influência do aumento do percentual de Al na liga, onde pode-se verificar que o valor de A_s foi de $-72,73^\circ\text{C}$ e o A_f $-55,81^\circ\text{C}$, uma diferença de aproximadamente 43°C em relação ao A_s da liga com 8,15%Al. Quanto às temperaturas de M_s e M_f , não foi possível detectá-las na análise, sugerindo que as respectivas temperaturas estão abaixo de -120°C . Estes valores indicam fragilidade da liga para a aplicação desejada.

Os valores das TTF estão indicados na Tabela 4.06 e foram obtidos através do método da tangente, utilizando o software Ta60 da Shimadzu.

Tabela 4.06 - Temperaturas de transformação de fases da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Mf	Ms	As	Af
ND	ND	-72,73°C	-55,81°C

4.12 DIFRATOGRAMA DA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

A Figura 4.23 representa o difratograma obtido por DRX da liga. Analisando as cartas cristalográficas e comparando com os picos obtidos, nota-se que a liga apresenta as mesmas características da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B, apresentando uma fase predominantemente austenítica apresentando uma estrutura do tipo L2₁.

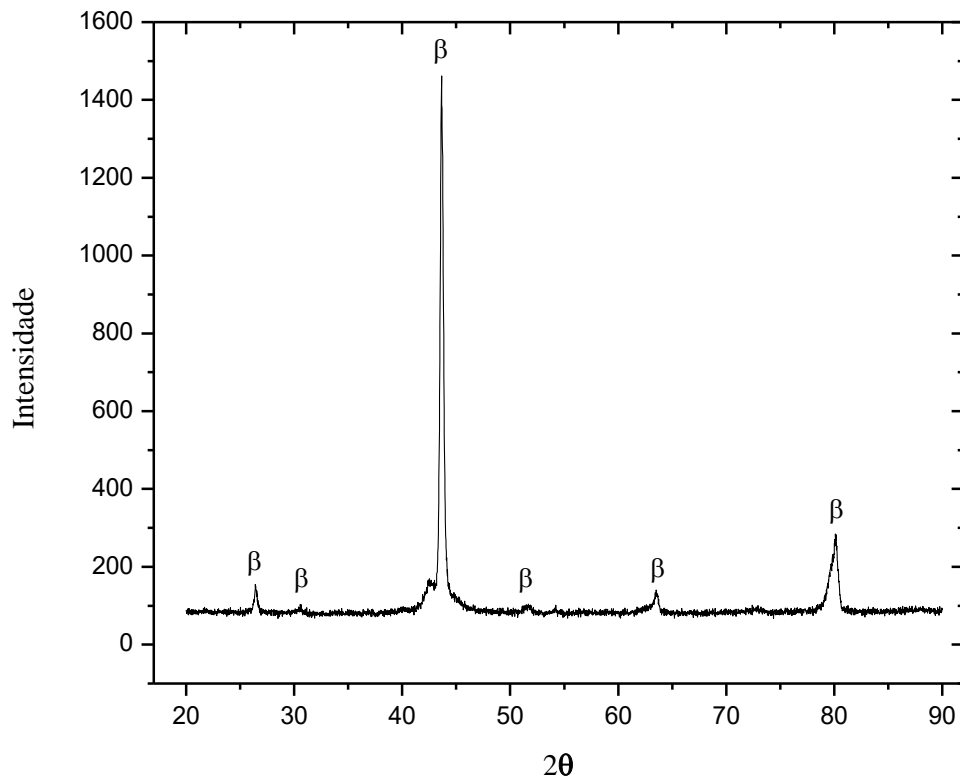


Figura 4.23 – Difratograma da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

4.13 ENSAIOS DE TENSÃO À RUPTURA DA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

Foram realizados ensaios de tensão à ruptura nesta liga, onde foram obtidos os resultados apresentados na Figura 4.24.

A média dos corpos de prova submetidos a tensão até sua ruptura, foi em torno de 4%, resultado muito inferior à média da liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B. Com isso, conclui-se que não houve melhora nas propriedades mecânicas com o aumento do teor de Al, pois, a liga apresentou uma fragilidade excessiva para a aplicação desejada.

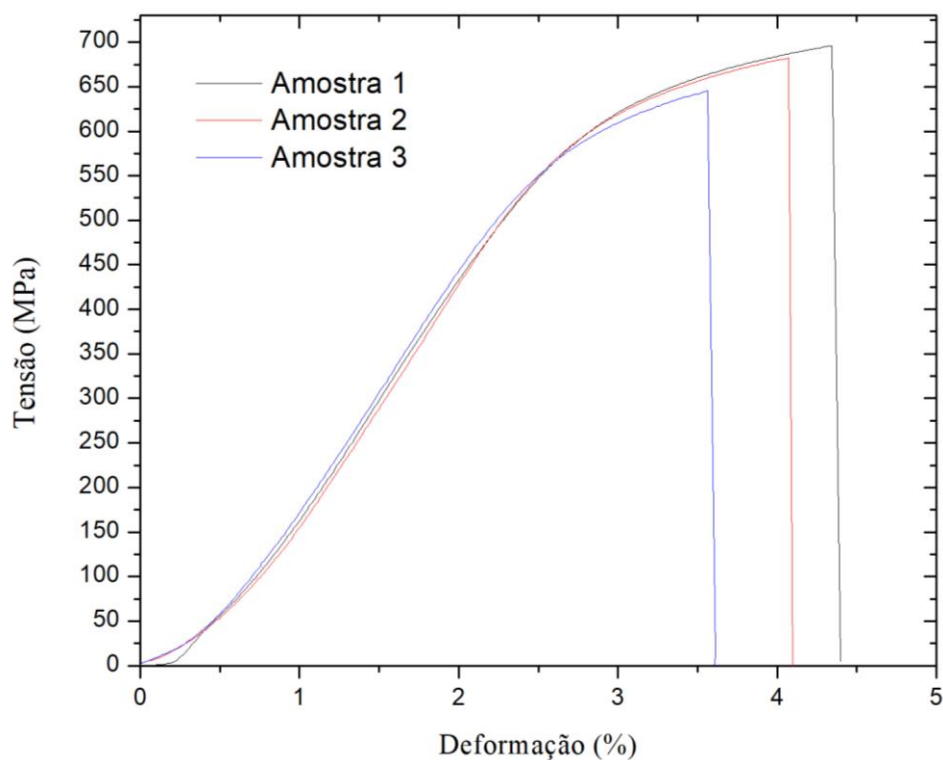


Figura 4.24 - Curva típica de Tensão *versus* Deformação da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

4.14 ANÁLISE DA FRACTOGRAFIA DA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Através da análise da fractografia do corpo de prova por microscopia eletrônica de varredura para a liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B, submetidas aos ensaios de

tração à ruptura, apresentadas nas Figuras 4.25a e 4.25b, detectou-se a presença de micro mecanismo de clivagem, o que caracteriza uma predominância da fratura frágil. Na Figura 4.25c, está representado o corpo de prova utilizado na análise, onde não é observado nenhum sinal de estrição da sua parte útil, diferentemente da liga inicialmente estudada, o que também caracteriza uma fratura frágil.

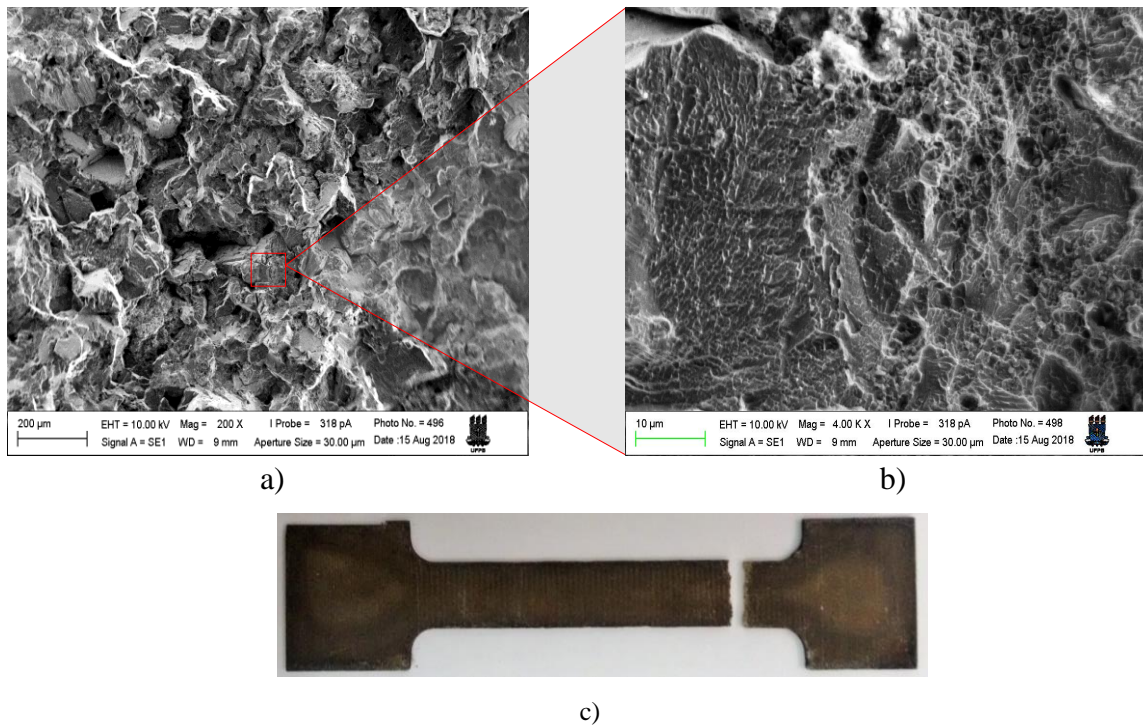


Figura 4.25 – a) Fractografia da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B – Mag = 200x, b) Fractografia da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B – Mag = 4000x, c) Corpo de prova utilizado na análise

4.15 QUANTIFICAÇÃO DA SUPERELASTICIDADE NA LIGA CU-10,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B

Os ensaios de quantificação da superelasticidade foram realizados em duas etapas distintas.

Etapa 1: Quantificação da superelasticidade com variação de temperatura e percentual de deformação constante:

Como no ensaio de tensão à ruptura o valor médio de deformação dessa liga foi em torno de 4%, neste ensaio, as amostras foram submetidas a uma deformação constante de 3%, em uma velocidade de carregamento de 0,05 mm/s, onde foram realizados 4 ensaios nas temperaturas de: 25°C, 50°C, 100°C e 150°C.

Os resultados apresentados na Figura 4.26, mostram que houve um aumento das tensões de indução com o aumento das temperaturas de ensaio. Quanto aos valores de superelasticidade e deformação residual, a sensibilidade foi baixa, não havendo diferenças significativas em relação a mudança de temperatura.

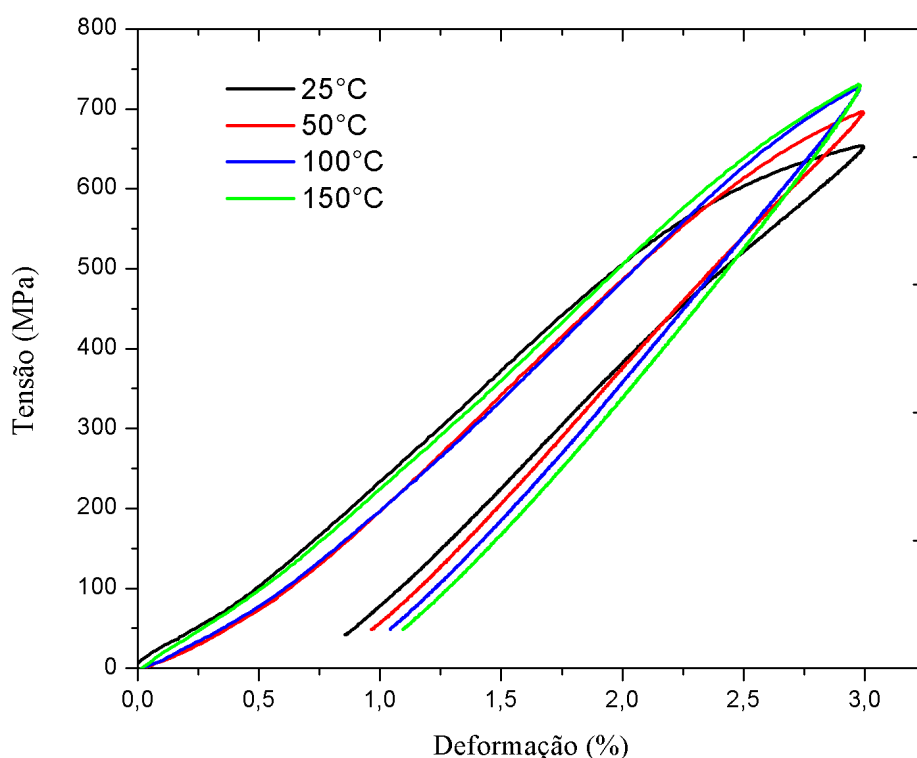


Figura 4.26 – Quantificação da superelasticidade em diferentes temperaturas para o percentual de deformação de 3% da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

A Tabela 4.07 mostra os valores do percentual de recuperação de deformação em relação a cada temperatura imposta:

Tabela 4.07 - Quantificação da superelasticidade da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

Temperatura de ensaio (°C)	25	50	100	150
Superelasticidade (%)	2,4	2,25	2,2	2,1

Etapa 2: Quantificação da superelasticidade através da variação da velocidade de carregamento para o mesmo percentual de deformação:

Com o objetivo de analisar a influência da velocidade de carregamento nos resultados de superelasticidade, as amostras foram submetidas a uma deformação de 3% em 4 velocidades: 0,05; 0,0083; 0,0008 e 0,0005mm/s, onde obteve-se os seguintes resultados apresentados na Figura 4.27:

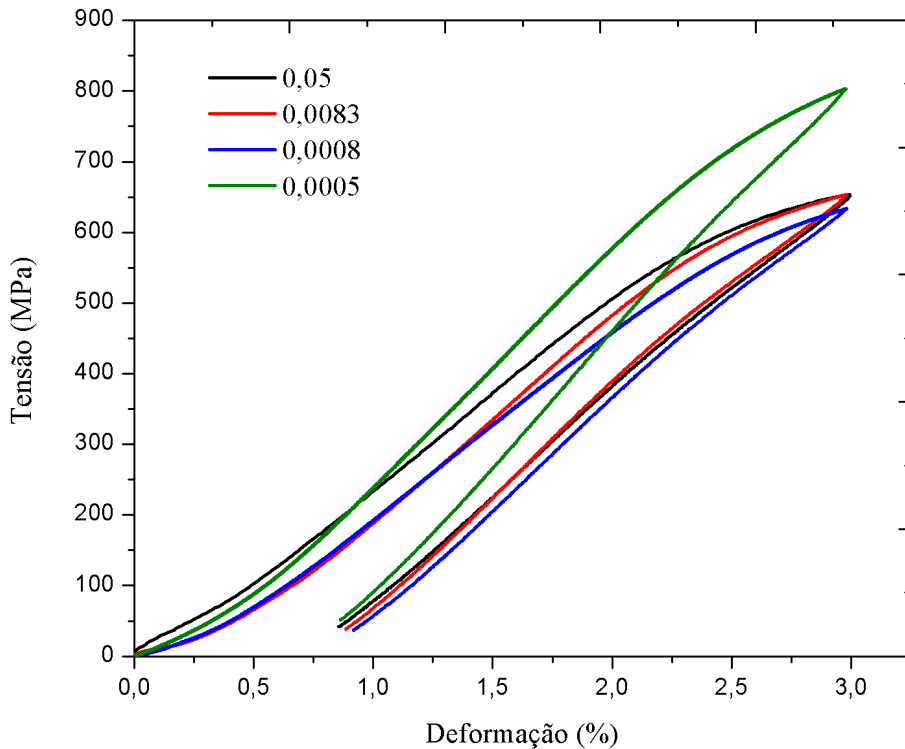


Figura 4.27– Quantificação da superelasticidade em diferentes velocidades (mm/s) para o percentual de deformação de 3% da liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

A liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B apresentou um comportamento aleatório da deformação residual em função da velocidade de deformação. Os resultados mostram um leve aumento na deformação residual com o aumento da velocidade de deformação de 0,0005 mm/s para 0,00083 mm/s.

4.16 ENSAIO DE TRAÇÃO DA LUVA ELABORADA COM A LIGA CU-8,15AL-10,71MN-0,43TI-0,086B ACOPLADA AOS TUBOS

O conjunto acoplado da luva e os tubos, foi submetido a um ensaio de resistência a tração, com o objetivo de quantificar a carga necessária para desfazer a união (conjunto luva/tubos). O resultado está representado na Figura 4.28.

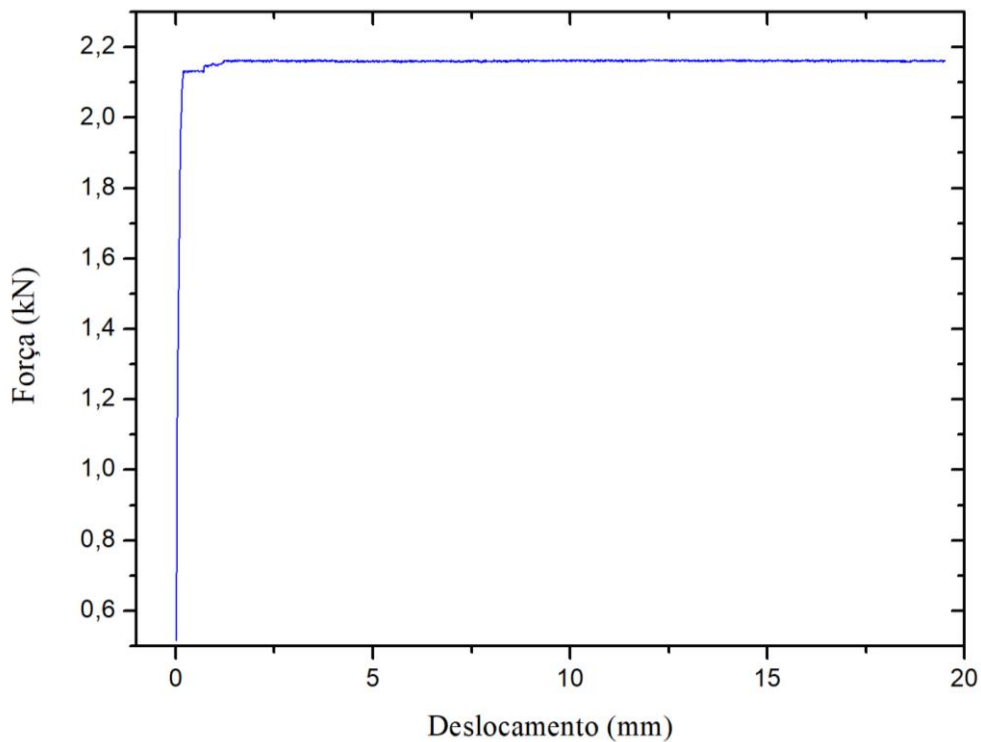


Figura 4.28 – Ensaio de tração da luva acoplada aos tubos. Liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B

É possível notar que a carga necessária para iniciar o deslocamento da luva nos tubos, foi de 2,18 kN. O deslocamento prosseguiu com a carga permanecendo constante. O fato de a carga não ter atingido um resultado superior, deve estar associado a presença de trincas (oriundas da não dissolução do manganês no processo de fundição), que se propagaram durante a etapa de expansão e/ou consolidação da união (Figura 4.29). Desta

forma, a tensão exercida pela luva sobre os tubos, não foi suficiente para se obter a carga axial adequada para desfazer a união.

Contudo, verifica-se que o processo para obtenção de luvas com elevada histerese Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B mostrou-se viável, porém, faz-se necessário melhorias no processo de fundição, para minimizar a presença de defeitos oriundos da não dissolução de manganês.



Figura 4.29 – Trincas oriundas do processo de expansão e/ou consolidação da luva

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

- ✓ O aumento da velocidade de deformação nos ensaios mecânicos têm forte influência nas tensões de transformação da martensita da liga Cu-Al-Mn-Ti-B, concluindo que, quanto maior a velocidade de carregamento, maiores serão os valores dessas tensões.
- ✓ Quanto menor a velocidade de deformação, menor a diferença entre as tensões de indução da martensita, com isso, a tendência é que não ocorra mudanças significativas nas tensões em velocidades mais baixas do que as analisadas.
- ✓ A inclinação de transformação apresentou sensibilidade a velocidade de deformação, apresentando valores crescentes com o aumento da velocidade de deformação.
- ✓ As temperaturas de transformação de fase estão de acordo com o esperado para a composição determinada, com a liga em estado totalmente austenítico à temperatura ambiente e totalmente martensítica em temperaturas abaixo de 0°C.
- ✓ A deformação residual apresentou leve sensibilidade em relação a velocidade de deformação para ambas as ligas. Para liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B a deformação residual aumentou com o aumento da velocidade de deformação. Já para a liga Cu-10,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B o comportamento da deformação residual com a velocidade de deformação foi aleatório.

- ✓ A tensão de recuperação apresentou um comportamento aleatório em função da deformação imposta.

- ✓ Com relação a deformação recuperada, o comportamento apresentado em função da deformação imposta foi similar ao da tensão de recuperação.

- ✓ Os resultados obtidos para liga Cu-8,15Al-10,71Mn-0,43Ti-0,086B indicam viabilidade para aplicações que exigem ligas com elevada histerese térmica.

CAPÍTULO VI

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDRADE, B. H. S., 2015, *Propriedades das ligas Cu-Al-Be-Nb-Ni modificadas com a adição de Cr*. Dissertação de MSc. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, Brasil.

ANDRÉS, F. J. P., 2000, *Caracterização Cinética de Crescimento de Grão, desgaste e corrosão em Ligas Inteligentes com Memória de Forma a base de Cobre para Aplicações Tecnológicas*. Universidade Politécnic de Catalunya, Barcelona, Espanha.

AQUINO, A. S., 2011, *Controle de vibração de um sistema sob desbalanceamento rotativo utilizando atuador de liga com memória de forma*. Tese de DSc. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, Brasil.

BALO, S. N., CEYLAN, M., AKSOY, M., 2001, “Effects of deformation on the microstructure of a Cu–Al–Be shape memory alloys”. *Materials Science and Engineering A*, V-311, p.151–156.

BRITO, I. C. A., 2012, *Influência de Ciclagens Térmicas na Transformação de Fase e Quantificação das Deformações Residuais em Ligas com Memória de Forma Cu-Al-Be-Nb-Ni*. Dissertação de MSc., Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, Brasil.

CALUÊTE, R. E., 2016, *Influência de inoculantes e do processo de solidificação direcional sobre propriedades mecânicas de ligas Cu-Al-Mn passíveis de memória de*

forma. Tese de DSc. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, Brasil.

CASTILLO, C. L., MELLOR, B. G., BLÁZQUEZ, M. L., GÓMEZ, C., 1987, “The influence of composition and grain size on the martensitic transformation temperatures of Cu-Al-Mn Shape Memory Alloys” *Scripta Metallurgica*, v.21, p.1711-1716.

CISMASIU, C., 2010, *SHAPE MEMORY ALLOYS*. Janeza Trdine 9, Rijeka, Croatia.

FERNANDES, F. M. B., 2003, *LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA*. Departamento de Ciências dos Materiais / CENIMAT, Universidade Nova de Lisboa Faculdade de Ciências e Tecnologias Lisboa.

FUNAKUBO, H., 1987, *Shape Memory Alloys*. London: Gordon and Breach Science Publishers. 275 p.

GAO, Y., ZHU, M., *et al.*, 1998 “Microstructure characterization and effect of thermal cycling and aging on vanadium-doped Cu-Al-Ni-Mn high-temperature shape memory alloy.” *Journal of Materials Science*, v-33, p. 3579-3584.

GONZALEZ, C. H., 2002, *Etude des Comportements Electro-Thermomécaniques et de la stabilisation martensitique d'alliages Monocristallins à mémoire de Forme Base Cuivre*. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Lyon/França.

HE, X. M., RONG, L. J., YAN, D. S., LI, Y. Y., 2005, “Temperature memory effect of Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ wide hysteresis shape memory alloy”. *Scripta Materialia*, v- 53, p.1411–1415.

ISALGUE, A., FERNANDEZ, J., *et al.*, 2006 “Conditioning treatments of Cu-Al-Be shape memory alloys for dampers.” *Materials Science and Engineering. A*, v-438-440, p. 1085-1088.

KOEDA, N., OMORI, T. *et al.*, 2005 “Damping Properties of Ductile Cu-Al-Mn-Based Shape Memory Alloys” *Materials Transactions* v-46, p.118-122.

LAGOUDAS, D. C., 2008, *Shape Memory Alloys – Modelling and Engineering Applications*. Aerospace Engineering Department, Texas A&M University, College Station, Texas/USA, p.435.

LEO, P. H., SHIELD, T. W., BRUNO, O. P., 1993, “Transient heat transfer effects on the pseudoelastic behavior of shape-memory wires”. *Acta Metallurgica et Materialia*, v41, p. 2477-2485.

LI, Z., CAO, L. F., *et al.*, 2005, “Deformation behavior of β_1 phase in polycrystalline CuAlMnZnZr shape memory alloy with wide transformation hysteresis”. *Materials Science and Engineering: A*, v.403, n.1–2, p.227-233.

LIN H.C. AND S. K. Wu, 1992, “Effects of hot rolling on the martensitic transformation of an equiatomic Ti-Ni alloy”. *Materials Science and Engineering, A*, v-158, p87-91.

MONTECINOS, S., CUNIBERTI, A., 2008, “Thermomechanical behavior of a CuAlBe shape memory alloy”. *Journal of Alloys and Compounds*, v.457, n.1–2, p.332-336.

NASSER, S. N., GUO, W. G., 2006, “Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various strain rates and temperatures”. *Mechanic of Materials*, v.38 , p.463-474.

NASSER, S. N., CHOI, J. Y., GUO, W. G., ISAACS, J. B., 2005, “Very high strain-rate response of a NiTi shape-memory alloy”. *Mechanic of Materials*, v.37 , p.287-298.

OLIVEIRA, D. F., 2009, *Determinação das Propriedades Termomecânicas de Ligas Cu-Al-Ni e Cu-Al-Be com Efeito Memória de Forma para Utilização como Atuadores Mecânicos*. Dissertação de MSc. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, Brasil. p.64.

OLIVEIRA, D. F., 2013, *Influência de tratamentos termomecânicos na histerese térmica de ligas Cu-Al-Be com memória de forma*. Tese de DSc. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, Brasil. p.76.

OLIVEIRA, D. F., BRITO, I. C. A., FRANÇA, F. J. C., LIMA, S. J. G., MELO, T. A. A., GOMES, R. M., 2017, “Assessment of Pipe Coupling by Using the Recovery of Stress-Induced Martensites in Superelastic Cu-11.8Al-0.6Be-0.5Nb Alloy” *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.26, p7.

OTSUKA, K. WAYMAN, C. M., 1998, *Shape Memory Materials*. Cambridge University Press. p.284.

OTSUKA, K. WAYMAN, C. M. NAKA, K. SAKAMOTO, H. AND SHIMIZU, K., 1976, “Superelasticity Effects and Stress-Induced Martensitic Transformations in Cu-Al-Ni Alloy”. *Acta Metall*, 24, p. 207-226.

PAULA, A. S., 2006, *Tratamentos termomecânicos de ligas do sistema Ni-Ti*. Tese de DSc. Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, Portugal. p.376.

SCHWARTZ, M., 2002, *Encyclopedia of Smart Materials*. John Wiley and Sons, Inc., New York. V 1-2., p. 1193.

SUTOU, Y., OMORI, T., YAMAUCHI, K., ONO, N., KAINUMA, R., ISHIDA, K., 2005, “Effect of grain size and texture on pseudoelasticity in Cu–Al–Mn-based shape memory wire”. *Acta Materialia*, v.53, p. 4121-4133.

SUTOU, Y., OMORI, T., KAINUMA, R., ISHIDA, K., 2008, “Ductile Cu-Al-Mn shape memory alloys: general properties and applications”. *Materials Science and Technology*, v.24, p. 896.

TOBUSHI, H., SHIMENO, Y., HACHISUKA, T., TANAKA, K., 1998, “Influence of strain rate on superelastic properties of NiTi shape memory alloy”. *Mechanics of Materials*, v.30, p.141-150.

WILLIAN D. CALLISTER, J., RETHWISCH, D. G., 2010, *Materials Science Engineering na Introduction*. USA: John Wiley and Sons, Inc. p.1000.

YANG, J., WANG, Q. Z., *et al.*, 2016. “Effects of grain refinement on the structure and properties of a CuAlMn shape memory alloy”. *Materials Science and Engineering A* v-664, p. 215-220.

YINGYING, L., JINGMIN, W. *et al.*, , 2011. “Study of Ni-Mn-Ga-Cu as single-phase wide hysteresis shape memory alloys”. *Materials Science and Engineering A* v-528, p. 6907-6911.

ZARNETTA, R. TAKAHASHI, R., *et al.*, 2010. “Identification of Quarternary Shape Memory Alloys with Near-Zero Thermal Hysteresis and Unprecedented Functional Stability.”. *Advanced Functional Materials*, v 20, p.1917-1923.

ZHANG, J. X., LIU, Y. X. *et al.*, 1997. “The mechanisms of two way-shape memory effect in a Cu-Zn-Al alloy”. *Materials Letters* v-33, p. 211-214.

ZHAO, X., YAN, X., *et al.*, 2006. “Wide hysteresis NiTi(Nb) shape memory alloys with low Nb contente (4.5 at. %)””. *Materials Science and Engineering, A* v-438-440, p.575-578.