



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

- Mestrado - Doutorado

***DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS DE
LIGAS Cu-Al-Ni E Cu-Al-Be COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA
PARA UTILIZAÇÃO COMO ATUADORES MECÂNICOS***

por

Daniel Ferreira de Oliveira

*Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal da Paraíba
para obtenção do grau de Mestre*

João Pessoa - Paraíba

Outubro, 2009

DANNIEL FERREIRA DE OLIVEIRA

***DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS DE
LIGAS Cu-Al-Ni E Cu-Al-Be COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA
PARA UTILIZAÇÃO COMO ATUADORES MECÂNICOS***

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba em cumprimento as exigências para obtenção do grau de Mestre.

Orientador: Prof. Dr. Tadeu Antonio de Azevedo Melo

**DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS DE
LIGAS Cu-Al-Ni E Cu-Al-Be COM EFEITO MEMÓRIA DE
FORMA PARA UTILIZAÇÃO COMO ATUADORES MECÂNICOS**

Por

Daniel Ferreira de Oliveira

Dissertação aprovada em 13 de Outubro de 2009

Período letivo 09.2

*Tadeu Antonio de Azevedo Melo, Prof. Dr., LSR- UFPB
(Orientador)*

*Cláudio Alves de Siqueira Filho, Prof. Dr., LSR- UFPB
(Examinador Externo)*

*Rodinei Medeiros Gomes, Prof. Dr., LSR- UFPB
(Examinador interno)*

João Pessoa - Paraíba

Outubro, 2009

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais Maria Ferreira Lima e José Arruda de Oliveira, minha irmã Danielly Ferreira de Oliveira, a minha tia Terezinha Arruda de Oliveira Bezerra e ao seu esposo Sosthenes Alves Bezerra Filho, que estiveram sempre ao meu lado e me incentivaram no decorrer do curso.

AGRADECIMENTOS

A Deus por ser a fonte de toda a sabedoria e por possibilitar a minha existência.

Ao Departamento de Pós-graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM da UFPB – Campus I, pelo espaço destinado a pesquisa.

Aos meus orientadores e amigos Professores Tadeu Antonio de Azevedo Melo, Rodinei Medeiros Gomes, Severino Jackson Guedes de Lima pela confiança, paciência e dedicação, aos professores Sandro Marden Torres e Silvio Romero de Barros.

Aos amigos e colegas que me incentivaram nos momentos mais difíceis desta jornada, em especial a Fábio, Ieverton, Nilmário, Bruno Guedes, Bruno, João Dellonx. Aos colegas Quirino e demais integrantes do laboratório Danielle, Jaqueline, Adiana, João Lohoca, Dorinha, Sônia, Rafael e Bernardo.

A Itânio pela atenção e apoio durante realização dos ensaios, a Elisabete, aos funcionários Jackson da Silva Farias e Josivan Silva da Paz.

A CBMM - Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração PELA DOAÇÃO DAS LIGAS Nb-Ni

A PETROBRAS – Petróleo do Brasil S.A pelo apoio financeiro

A CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior pela concessão da bolsa.

DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS DE LIGAS Cu-Al-Ni E Cu-Al-Be COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA PARA UTILIZAÇÃO COMO ATUADORES MECÂNICOS

RESUMO

Ligas Cu-Al-Ni e Cu-Al-Be foram elaboradas sob atmosfera ambiente e caracterizadas por microscopia, difração de R-X e Calorimetria Diferencial de varredura. Foram realizados nestas ligas ensaios de tração, recuperação de forma e superelasticidade. As propriedades termomecânicas destas ligas realizadas em diferentes temperaturas permitiu concluir que as ligas Cu-Al-Ni podem ser utilizadas como atuadores mecânicos para temperaturas acima de 90°C e que estas ligas não devem ser empregadas em temperaturas abaixo de 30°C. Podemos concluir também que as ligas Cu-Al-be podem ser utilizadas como atuadores mecânicos em temperaturas superiores a 0°C.

Palavras-chave: Propriedades termomecânicas, Recuperação de forma, Superelasticidade.

**DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES TERMO MECÂNICAS DE
LIGAS Cu-Al-Ni E Cu-Al-Be COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA
PARA UTILIZAÇÃO COMO ATUADORES MECÂNICOS**

ABSTRACT

Cu-Al-Ni and Cu-Al-Be shape memory alloys were cast under ambient atmosphere, and characterized through optical microscopy, X-ray diffraction, and differential scanning calorimetry. Superelasticity, and shape recovery were evaluated using mechanical tensile test. Thermomechanical properties of shape memory alloys used were obtained under different temperature range, in which was possible to conclude that Cu-Al-Ni alloy can be used as mechanical actuators for temperatures above 90°C, as well as this alloy in particular should not be considered for application in temperatures below 30°C. Differently of CuAlBe alloy that can be used in low temperatures, as well as in temperature superiors to 0°C, as, for example, mechanical actuators.

Keywords: Thermomechanical properties, Shape recovery, superelasticity.

SUMÁRIO

RESUMO	vi
ABSTRACT	vii
LISTA DE FIGURAS	x
LISTA DE TABELAS	xv
LISTA DE SÍMBOLOS	xvi
CAPÍTULO I	1
1. APRESENTAÇÃO.....	1
1.1. INTRODUÇÃO.....	1
1.2. OBJETIVOS.....	2
CAPÍTULO II	3
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1. O Efeito Memória de Forma.....	3
2.2. Comportamento Mecânico.....	4
2.2.1. O efeito de memória de forma de único caminho.....	4
2.2.2. Efeito de memória de forma reversível.....	5
2.2.3. Superelasticidade.....	6
2.2.4. O Efeito “Borracha”.....	7
2.3. Ligas Cu-Al-Ni.....	8
2.3.1. Efeito da variação nas concentrações de Alumínio e Níquel nas temperaturas de transformação martensítica em Ligas CuAlNi com memória de forma.....	8
2.3.2. Caracterização termo-mecânica da liga Cu-Al-Ni com memória de forma elaborada por metalurgia do pó.....	8
2.3. Ligas Cu-Al-Be.....	10
2.4.1. Efeitos da Temperatura e do Tamanho de Grão em Ligas CuAlBe com memória	

de forma.....	10
CAPÍTULO III.....	13
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	13
3.1. Elaboração, Tratamentos Térmicos e Caracterização das Ligas por Microscopia Ótica e Difração de R-X.....	13
3.1.1. Elaboração das Ligas.....	13
3.1.2. Tratamentos Térmicos.....	14
3.1.3. Caracterização das Ligas por Microscopia Ótica e Difração de R-X.....	14
3.2. Determinação das Temperaturas de Transformação de Fase das ligas por Calorimetria Diferencial de Varredura.....	15
3.3. Determinação as Propriedades Termomecânicas das Ligas através de Ensaio de Tração, Quantificação do Efeito Memória de Forma e superelasticidade.....	15
3.3.1. Ensaio de Tração.....	15
3.3.2. Quantificação do Efeito Memória de Forma.....	17
3.3.3. Superelasticidade.....	18
CAPÍTULO IV.....	19
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	19
4.1. Ligas Cu-Al-Ni.....	19
4.1.1. Caracterização Das Ligas Por Microscopia Ótica, Difração de R-X e Calorimetria Diferencial de Varredura.....	19
4.1.2. Ensaio de tração.....	21
4.1.3. Quantificação do Efeito Memória de Forma.....	24
4.1.4. Ensaio de superelasticidade.....	26
4.1.5. Influência do teor de Al e Ni Nas Propriedades Mecânicas.....	27
4.2. Ligas Cu-Al-be.....	29
4.2.1. Elaboração, Caracterização Das Ligas Por Microscopia Ótica e Difração de R-X.....	29
4.2.2. Determinações das Temperaturas de Transformação de Fase das ligas por Calorimetria Diferencial de Varredura.....	31
4.2.3. Propriedades Termomecânicas das Ligas através da Quantificação do Efeito Memória de Forma, Pseudoelasticidade e Ensaio de Tração.....	32

4.2.3.1. Ensaio de Tração.....	32
4.2.3.2. Quantificação do Efeito Memória de Forma.....	42
CAPÍTULO V.....	45
5. CONCLUSÕES.....	45
CAPÍTULO VI.....	46
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	46
CAPÍTULO VII.....	47
7. REFERÊNCIAS.....	47

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. Esquematização do efeito de memória de forma simples.....	5
Figura 2.2. Efeito de Memória de Forma reversível. Esquema da deformação em função da temperatura da amostra.....	6
Figura 2.3. Representação do Efeito Borracha.....	7
Figura 2.4. Comportamento Pseudoelástico na temperatura ambiente até uma deformação máxima de 2.5%.....	9
Figura 2.5. Comportamento superelástico em diferentes temperaturas numa deformação máxima de 2.5%.....	9
Figura 2.6. Metalografia óptica longitudinal: (a) material original, (b) amostra com tratamento térmico a 700°C durante t = 20 s, resultando em d = 63 µm, (c) t = 30 s e 98 µm e (d) t = 180 s e 196 µm. (ARAYA, MARIVIL, MIR. <i>et al.</i> , 2008).....	10
Figura 2.7. Curvas tensão – deformação em testes quase – estáticos em diferentes temperaturas (▲ 50°C, ● 20°C, ■ 6°C) para vários tamanhos de grão (80 µm, 105 µm, 260 µm) (ARAYA, MARIVIL, MIR. <i>et al.</i> , 2008).....	11
Figura 2.8. Curvas tensão-deformação para amostras com diferentes tamanhos de grão (0,08 mm, 0,19 mm, 0,52 mm) (MONTECINOS, CUNIBERTI, SEPÚLVEDA, <i>et al.</i> , 2006).....	12
Figura 3.1. Molde para obtenção dos corpos de prova.....	14
Figura 3.2. Dimensões do corpo de prova em mm, para ensaios mecânicos.....	16
Figura 3.3. Dimensões em mm do corpo de prova para ensaio mecânicos.....	16
Figura 3.4. Montagem experimental do corpo de prova dentro da câmara de aquecimento e refrigeração.....	17
Figura 4.1. Presença da fase martensita na liga Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb (% em peso).....	20
Figura 4.2. Presença da fase austenita na liga Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb (% em peso).....	20

Figura 4.3. Curva tensão deformação para $T = 25^{\circ}\text{C} < M_f$	22
Figura 4.4. Curva tensão deformação para $T = 100^{\circ}\text{C} > A_f$	23
Figura 4.5. Curva tensão deformação para $T = 150^{\circ}\text{C} > A_f$	24
Figura 4.6. Ensaio para quantificação do efeito memória de forma para $\sigma_{\max} = 300\text{MPa}$	25
Figura 4.7. Curvas Tensão x Deformação realizadas em diferentes temperaturas e deformação máxima de 7%.....	26
Figura 4.8. Curva tensão x deformação, em $T = 80^{\circ}\text{C}$, para carregamento e descarregamento após deformações de 1, 2, 5,5 e 8,5%.....	27
Figura 4.9. Curva típica de tração x deformação para liga Cu-14,2%-Al -2%Ni-1%Nb (% em peso).....	28
Figura 4.10. Corpos de Prova Bruto de Fusão.....	29
Figura 4.11. Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).....	30
Figura 4.12. Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be (% em peso).....	30
Figura 4.13. Difratoograma relativo à Liga com Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).....	31
Figura 4.14. Determinação das temperaturas de transformação através de Calorimetria Diferencial de Varredura Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).....	32
Figura 4.15. Curva típica de tração x deformação para a liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).....	33
Figura 4.16. Curva típica de tração x deformação para a liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be (% em peso) em $T=25^{\circ}\text{C}$	34
Figura 4.17. Ensaio de tração para diferentes temperaturas Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).....	35
Figura 4.18. Ensaio de tração para diferentes temperaturas Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).....	36
Figura 4.19. Tensão de indução da martensita em função da temperatura Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).....	37
Figura 4.20. Tensão de indução da martensita em função da temperatura Cu-11,8%-	

Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).....	38
Figura 4.21. Comportamento da Deformação à Ruptura com relação à Temperatura para liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).....	39
Figura 4.22. Comportamento da Tensão de Ruptura com relação à Temperatura para liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).....	40
Figura 4.23. Comportamento da Deformação à Ruptura com relação à Temperatura para liga Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).....	41
Figura 4.24. Comportamento da Tensão de Ruptura com relação à Temperatura para liga Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).....	42
Figura 4.25. Ensaio para quantificação do efeito memória de forma Temperatura de -75°C para liga Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).....	43
Figura 4.26. Ensaio para quantificação do efeito memória de forma Temperatura de -50°C para liga Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).....	44

LISTA DE TABELAS

Tabela I. Temperaturas de Transformação de Fases das Ligas Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb e Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb (% em peso).....	21
---	----

LISTA DE SÍMBOLOS

A_F : Temperatura final da transformação reversa ou austenítica;

Al – Alumínio;

A_S : Temperatura de início da transformação reversa ou austenítica;

Be – Berílio;

B_2 – Fase;

CCC – Cúbico de Corpo Centrado;

$^{\circ}\text{C}$ – Grau Celsius;

Cu – Cobre;

d – Tamanho de Grão;

DO_3 – Fase;

DSC – Calorimetria Diferencial de Varredura;

EMF – Efeito Memória de Forma;

GPa: Pressão em Giga Pascal;

M_f : Temperatura em que se tem o final da transformação direta ou martensítica;

min – Tempo em minuto;

M_s : Temperatura de início de transformação direta ou martensítica;

MPa: Pressão em Mega Pascal;

Nb – Nióbio;

Ni – Níquel;

PE – Pseudoelasticidade;

s – Segundos;

T: Temperatura;

t – Tempo;

R-X – Difração de raios-X;

β_1 : Fase austenita;

ε – Deformação;

ε_R – Deformação residual;

μm – Unidade micrométrica;

σ – Tensão;

σ_s – Tensão inicial de da fase martensítica;

18R – Tipo de martensita;

% – Porcentagem.

CAPÍTULO I

APRESENTAÇÃO

1.1. INTRODUÇÃO

Em muitas das aplicações de ligas com memória forma é imprescindível que as transformações de fase ocorram em baixas temperaturas, M_s (início da transformação martensita) $< 0^\circ\text{C}$, principalmente em atuadores mecânicos, tais como, rebites, luvas para união de tubulação e etc. Para estas aplicações as ligas além das baixas temperaturas de transformações devem apresentar uma boa recuperação de forma, não inferior a 4%, boa ductilidade (superior a 10%) e boa resistência mecânica (ZACK et al., 1996)

As ligas Ni-Ti atendem perfeitamente estas características, porém têm um elevado custo de obtenção e processamento. As ligas Cu-Al-Ni, modificadas com Nb, apesar de apresentarem excelentes propriedades termomecânicas como boa recuperação de forma, superior a 4% e ductilidade superior a 12%, (VELOSO, 2001, GOMES et al., 2008), e um relativo baixo custo de processamento, têm suas aplicações limitadas a temperaturas elevadas. Para adequar estas ligas para aplicações com temperaturas em torno de 25°C , faz-se necessário que o M_s seja inferior a 0°C . Estas características podem ser conseguidas com teores de Al e Ni respectivamente com 13,8 e 4% (% em peso). Nesta faixa de composição ou para teores mais elevados destes elementos observa-se uma pronunciada fragilização destas ligas, (OTSUKA, WAIMAN, 1988, FUNAKUBO, 1977). Esta fragilização está associada a uma tendência a formação da fase γ Al_2Cu_3 , de caráter frágil e cumulativamente a elevada anisotropia elástica destas ligas, (FUNAKUBO, 1977). Com a adição de pequenos teores de Be, é possível obter-se ligas Cu-11,8%Al-0,6%Be (% em peso), com ductilidade bastante superior as Ligas Cu-Al-Ni e com temperaturas de transformações $M_s < 0^\circ\text{C}$ (FUNAKUBO, 1977, GONSALEZ, 2002).

1.2. OBJETIVOS

- ✓ Elaboração, tratamentos térmicos e caracterização das ligas Cu-Al-Be e Cu-Al-Ni por microscopia ótica, eletrônica e por difração de R-X.
- ✓ Determinação das propriedades termomecânicas das ligas através de ensaios de tração, quantificação do efeito memória de forma e superelasticidade.
- ✓ Determinação das temperaturas de transformação de fase das ligas por calorimetria diferencial de varredura.
- ✓ Avaliação das Propriedades destas ligas com vistas a aplicações como atuadores mecânicos.

CAPÍTULO II

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. O Efeito Memória de Forma

A expressão liga com memória de forma (EMF) aplicada a uma família de materiais metálicos que, mesmo após serem deformados, demonstram a habilidade de retornar a uma forma previamente definida, desde que submetidos a um processo termomecânico apropriado. Estas Ligas apresentam duas propriedades únicas:

- ✓ Efeito de Memória de Forma.
- ✓ A pseudo-elasticidade

O efeito de memória de forma e a superelasticidade são possíveis devido a uma mudança de fase sólida ou mudança cristalina. Há neste caso um rearranjo atômico.

A origem desses fenômenos físicos está essencialmente associada às chamadas transformações martensíticas termoelásticas, que consistem numa transição estrutural de primeira ordem apresentando uma deformação homogênea da rede cristalográfica. Tal deformação ocorre essencialmente por cisalhamento, sendo viabilizada por um mecanismo de maclagem abaixo da temperatura de transformação. Essa deformação é reversível a partir do momento em que a estrutura maclada se transforma na fase mãe de alta temperatura, por aquecimento.

As mudanças na estrutura cristalina ocorrem sem que haja difusão atômica. Assim não há movimento de átomos a longas distâncias, e por isso não há modificação na composição química. Portanto a concentração dos elementos na fase martensítica é igual a concentração na fase austenítica. As transformações envolvem movimento cooperativo de átomos sobre distâncias menores que um espaçamento atômico. A cinética bem como a morfologia da fase formada são determinadas pela energia de deformação.

2.2. Comportamento Termomecânico

As ligas com memória de forma apresentam um comportamento completamente diferente dos materiais habituais. As propriedades termodinâmicas, no entanto dependem de certas condições como a fase inicial (temperatura inicial), tensões aplicadas, deformações e mecanismos de estabilização. O EMF pode ser dividido em Efeito de Memória de Forma Simples e Efeito de Memória de Forma Reversível. A Pseudo-elasticidade pode ser dividida em Superelasticidade e em Efeito “Borracha”.

2.2.1. O efeito de memória de forma de único caminho

O efeito de memória de forma pode ser representado de acordo com a Figura 2.1.

a) A amostra é inicialmente resfriada a uma temperatura inferior à M_F (fim da transformação martensítica). A transformação da austenita é realizada por autoacomodação das variantes, macladas entre si de modo a minimizarem a mudança de forma.

b) A amostra é então deformada a baixas temperaturas. O efeito das tensões sobre a amostra martensítica dá origem a um processo de reorientação das variantes martensíticas. Dentro desse mecanismo, a deformação observada é resultante do deslocamento das interfaces martensita/martensita. No caso das martensitas induzidas por deformação, ou quando uma estrutura autoacomodante é sujeita a uma deformação, a variante que mais favoravelmente possa ser induzida a formar-se originando a deformação mais significativa segundo a direção da solitação aplicada, será aquela que vai ser estabilizada e que se tornará, por isso, dominante na configuração final. A amostra martensítica permanece deformada após o descarregamento.

c) Quando a amostra é aquecida a uma temperatura $T > A_F$ (A_F : fim da transformação austenítica), a martensita orientada é totalmente transformada em austenita (transformação inversa), e a amostra retoma a sua forma inicial (FERNANDES, 2003).

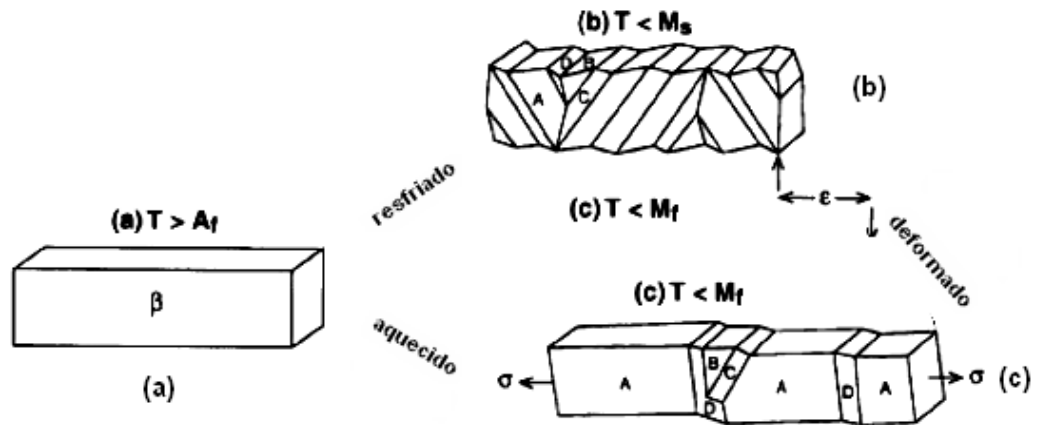


Figura 2.1. Esquemática do efeito de memória de forma simples (FERNANDES, 2003).

2.2.2. Efeito de memória de forma reversível

Em algumas ligas é possível induzir o efeito de memória de forma duplo. Esse efeito corresponde a uma mudança de forma espontânea e reversível durante o curso da transformação martensítica induzida termicamente, sem a aplicação de solicitações externas como mostrado na Figura 2.2. Este comportamento pode ser obtido após um tratamento termomecânico, que podemos chamar de tratamento termomecânico de educação. Normalmente consiste na repetição de ciclos térmicos sob carregamento estático entre as temperaturas de transformação críticas. Um material dotado do efeito memória de forma e educado para apresentar o efeito memória de forma reversível apresentará em uma temperatura $T > A_f$ uma deformação ϵ_T , enquanto que em uma temperatura $T < M_F$ uma deformação nula.

Durante o aquecimento: A_S representa o início da transformação austenítica e A_F o fim da transformação austenítica.

Durante o resfriamento: M_S representa o início da transformação martensítica e M_F o fim da transformação martensítica.

Dentre alguns tipos de tratamentos termomecânicos de educação estão os ciclos térmicos sobre carregamento, estabilização da martensita induzida por carregamento e ciclos de deformação em fase austenítica. Tendo em vista à obtenção do efeito de memória de forma duplo, estes tratamentos baseiam-se na introdução de defeitos microestruturais, que induzem concentrações de tensões. Estas tensões são responsáveis pelo crescimento das plaquetas de martensita segundo certas direções preferenciais, durante o arrefecimento,

resultando numa mudança de forma global mais acentuada segundo essa mesma direção (GONZALEZ, 2002).

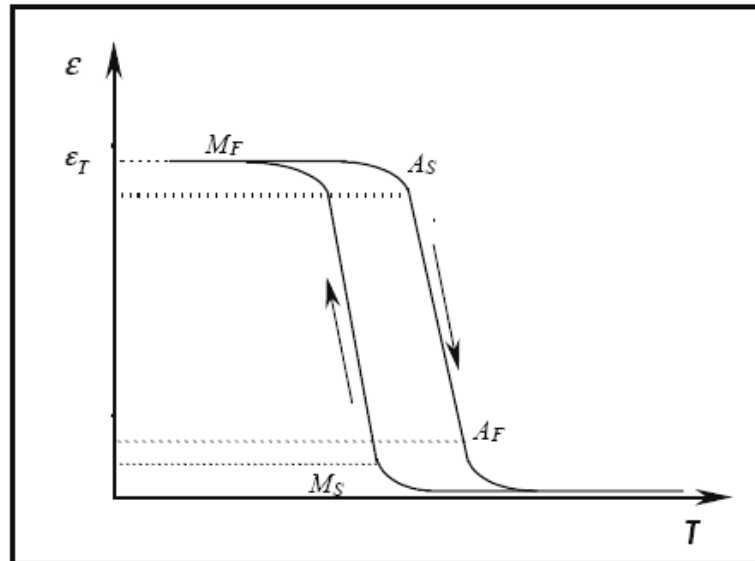


Figura 2.2. Efeito de Memória de Forma reversível. Esquema da deformação em função da temperatura da amostra (GONZALEZ, 2002).

2.2.3. Superelasticidade

O comportamento superelástico está associado com uma grande deformação não-linear recuperável após o carregamento e descarregamento, onde uma crescente tensão aplicada a austenita gradualmente induz a uma tensão considerável, a transformação em martensita associada. Quando a força é removida, a transformação martensítica reversa ocorre, e o material recupera a forma original. Além disso, em ambos os efeitos, a dissipação de energia (amortecimento) é observado durante os ciclos de carga- descarga (Montecinos, 2006).

2.2.4. O Efeito “Borracha”

Os aspectos do comportamento mecânico anteriormente apresentados Estão associados à formação de martensita ou a sua reorientação por movimentos das interfaces austenita/martensita e martensita/martensita. Tais interfaces existem igualmente no interior da martensita quando ocorre sua maclagem. O deslocamento dessas interfaces pode ter um caráter reversível ou irreversível. Quando o movimento das interfaces é reversível, ou seja, quando as tensões aplicadas são inferiores ao limiar de reversibilidade, a deformação macroscópica será o resultado de uma deformação elástica e de uma deformação reversível associada ao movimento reversível das interfaces. Observamos que a parte reversível da deformação é superior á um retorno puramente elástico. A aplicação de um ciclo de carregamento (etapas 3-2-3) resulta num comportamento reversível, o que é chamado efeito “borracha” representado na Figura 2.3. Esta estabilidade é observada principalmente após o envelhecimento da amostra em fase martensítica. A origem do mecanismo ainda não foi claramente elucidada (GONZALEZ, 2002).

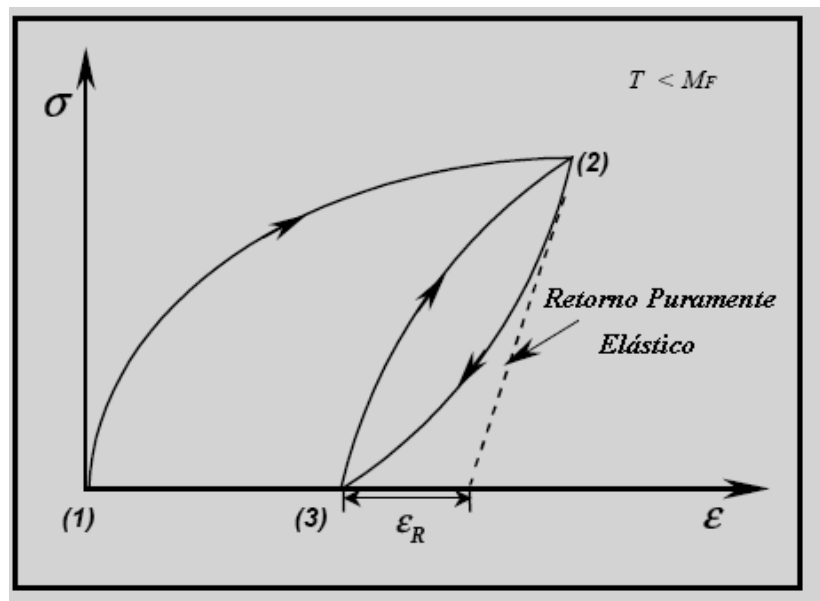


Figura 2.3. Representação do Efeito Borracha (GONZALEZ, 2002).

2.3 Ligas Cu-Al-Ni

2.3.1 Efeito da variação nas concentrações de Alumínio e Níquel nas temperaturas de transformação martensítica em Ligas CuAlNi com memória de forma

As temperaturas de transformação martensítica das ligas CuAlNi são especialmente sensíveis a variação da concentração de Al. Essas temperaturas diminuem com o aumento da concentração de Al mantendo-se fixo a concentração de Ni. Além disso, a histerese das temperaturas de transformação permanecem a mesma (FUNAKUBO, 1987). Embora as temperaturas de transformação diminuam com o aumento do teor de Ni mantendo-se fixo o teor de Al, essa diminuição é inferior a verificada com a variação do teor de Al (OTSUKA, WAIMAN, 1988).

2.3.1 Caracterização termo-mecânica da liga Cu-Al-Ni com memória de forma elaborada por metalurgia do pó

IBARRA et al. (2006) estudaram as propriedades termo-mecânicas das ligas Cu-Al-Ni elaboradas pelo processo de metalurgia do pó, visando superar inconvenientes observados em processos convencionais. Esse processo introduziu melhorias nas propriedades mecânicas e termo-mecânicas da liga, entretanto o método não tem permitido um controle exato da composição química, e por sua vez nas temperaturas de transformação. Os autores observaram um comportamento termomecânico (efeito superelástico e pseudoelástico) similar comparando com amostras produzidas por outros métodos. Na Figura 2.4 mostra o comportamento pseudoelástico a temperatura ambiente para uma deformação máxima de 2,5%, onde os autores verificaram uma pequena deformação residual na mostra após o descarregamento. O comportamento superelástico em diferentes temperaturas (100, 110 e 140°C) para uma deformação máxima de 4,5% é mostrado na Figura 2.5, onde se observou para deformação de 4,5% uma retenção de 0,8% da deformação após o descarregamento, e essa deformação residual desapareceu completamente quando a amostra foi aquecida acima de 140°C.

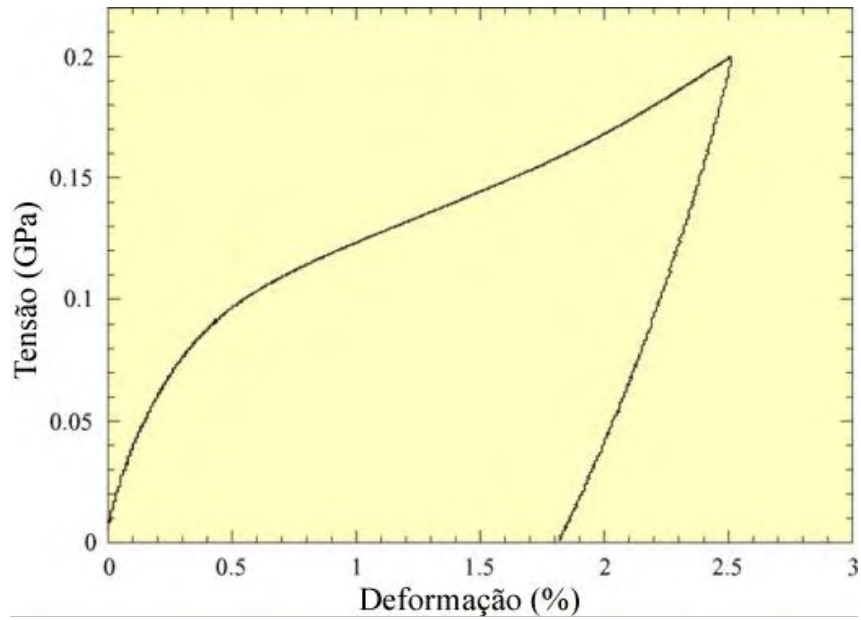


Figura 2.4- comportamento Pseudoelástico na temperatura ambiente até uma deformação máxima de 2.5% (IBARRA et al., 2006).

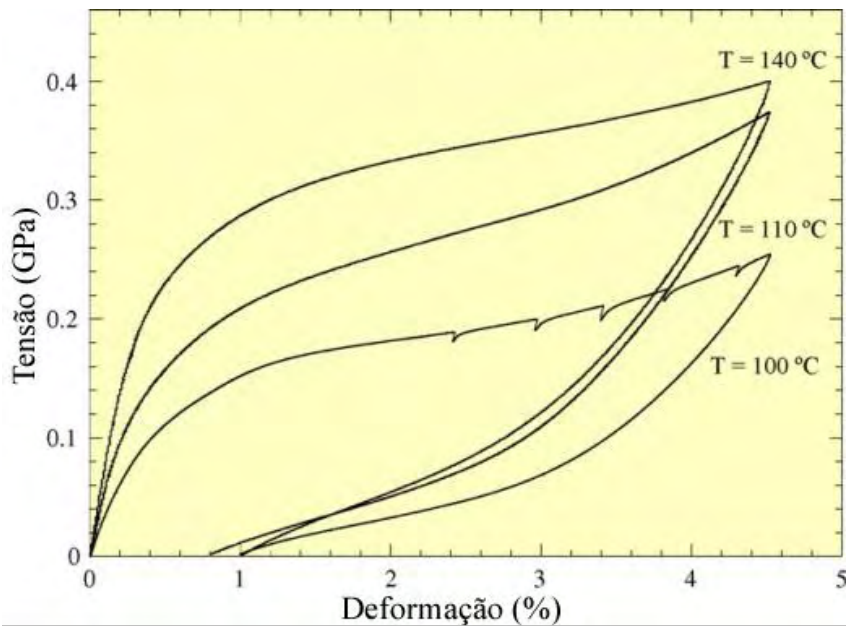


Figura 2.5- Comportamento Superelástico em diferentes temperaturas numa deformação máxima de 4.5% (IBARRA et al., 2006).

2.4 Ligas Cu-Al-Be

2.4.1 Efeitos da temperatura e do tamanho de grão em Ligas CuAlBe com memória de forma

ARAYA et al., (2008) realizaram um estudo utilizando fios de 0,5 mm de diâmetro submetidos a tratamento térmico durante diferentes períodos de tempo, sendo testados para avaliar o efeito da granulometria (60 – 300 μm) nas temperaturas (6, 20, 25 e 50°C) e a taxa de deformação da resistência, equivalente amortecimento, centrado nas propriedades da liga. A microestrutura inicial mostrou grãos alongados e alta reatividade com o ataque metalográfico, conforme é mostrado na Figura 2.6 (a), os grãos alongados podem estar associados a uma deformação longitudinal severa, devido ao trabalho a frio ao qual a liga foi obtida. A amostra foi submetida a tratamento térmico a 700°C, sob períodos diferentes de tempo com resfriamento em água gelada e envelhecimento a 100°C durante 24 horas, obtendo-se desta forma diferentes tamanhos de grãos. A Figura 2.6 (b – d) mostra a metalografia longitudinal dos fios com 120 mm de comprimento, aquecidos por: $t = 20$ s ($d = 63$ μm), $t = 30$ s, ($d = 98$ μm) e $t = 180$ s ($d = 196$ μm), respectivamente. Conforme verificado por observações da microscopia óptica feita em sentido longitudinal e transversal, logo após o tratamento térmico os grãos apareceram basicamente como equiaxiais.

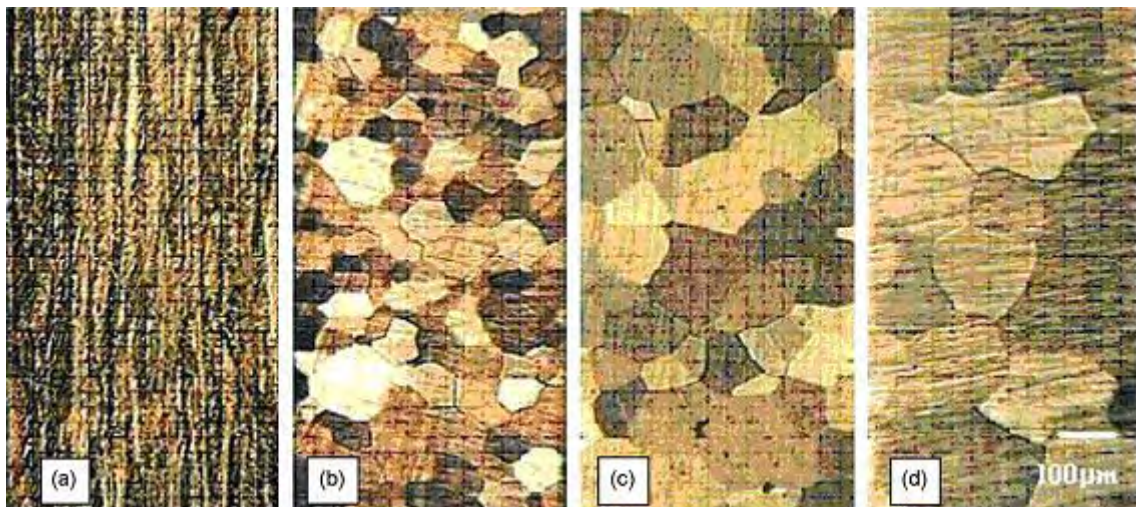


Figura 2.6. Metalografia óptica longitudinal: (a) material original, (b) amostra com tratamento térmico a 700°C durante $t = 20$ s, resultando em $d = 63\mu\text{m}$, (c) $t = 30$ s e $98 \mu\text{m}$ e (d) $t = 180$ s e $196 \mu\text{m}$. (ARAYA et al., 2008).

A Figura 2.7 mostra as curvas tensão – deformação em testes quase – estático até a fratura para amostras de três tamanhos de grão testados a: 6, 20 e 50°C. A forma geral de cada uma dessas curvas é semelhante a observada em outros modelos de material superelásticos, conforme (MONTECINOS et al., 2006) (a) a primeira corresponde a região linear da deformação elástica austenítica, (b) em seguida, uma segunda região, correspondente ao comportamento superelástico, apresentando uma degradação de rigidez seguida por uma relação linear tensão deformação e (c) uma outra aproximadamente linear, culminando com o ponto de fratura, com inclinação ligeiramente mais elevada do que a região superelástica anterior. Diante dos resultados obtidos pelos autores, eles observaram que com o aumento da temperatura houve aumento na pós – tensão de transformação e com a diminuição do tamanho de grão a pós – tensão de transformação, a tensão máxima e a máxima deformação aumentam.

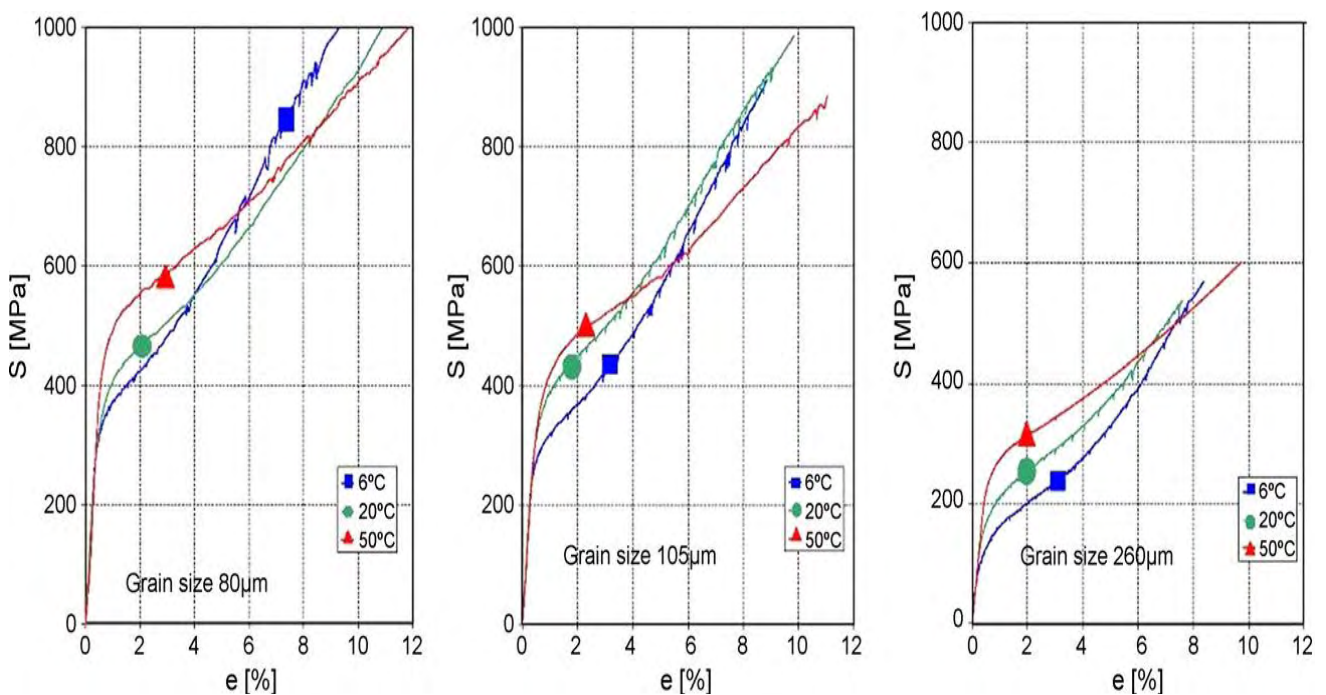


Figura 2.7. Curvas tensão – deformação em testes quase – estáticos em diferentes temperaturas (\blacktriangle 50°C, \bullet 20°C, \blacksquare 6°C) para vários tamanhos de grão (80 μm , 105 μm , 260 μm) (ARAYA et al., 2008).

O efeito do tamanho de grão no comportamento pseudo-elástico de uma liga Cu-11,4%Al-0,5%Be com memória de forma foi estudado por (MONTECINOS et al., 2008). No estudo foram utilizados corpos de prova cilíndricos com 3 mm de diâmetro e 10mm de

comprimento. Para obtenção de tamanhos de grãos diferentes, as amostras foram Recozidas à temperatura de 800°C em tempos distintos, levando o crescimento de grãos com um expoente cinético em torno de 0,5.

Figura 2.8 mostra curvas tensão-deformação obtida na temperatura ambiente ($T - M_s \approx 46^\circ\text{C}$) para as amostras com diferentes tamanhos de grãos. No carregamento, as curvas são caracterizadas por uma primeira região linear, uma mudança de inclinação suave segue, e um novo regime quase linear é alcançado à medida que prossegue a deformação. Na remoção da carga, um ciclo de histerese é formado, e a tensão está quase totalmente recuperada levando ao comportamento Pseudo-elástico. A primeira parte linear da curva corresponde ao regime elástico da fase austenita, enquanto que o desvio da linearidade está associado com o início da transformação martensita. Assim, os esforços correspondentes ao fim da parte inicial linear serão doravante referidos como tensão de início da martensita, σ_s . A inclinação quase constante da curva tensão-deformação corresponde ao progresso da transformação martensítica; esta inclinação será chamada inclinação pseudo-elástica.

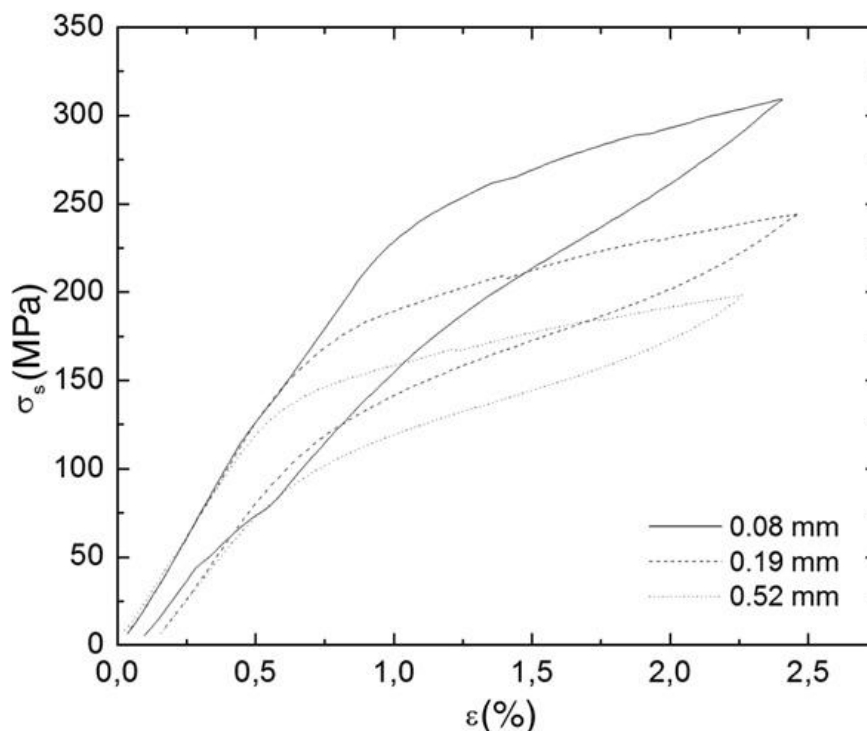


Figura 2.8. Curvas tensão-deformação para amostras com diferentes tamanhos de grão (0,08 mm, 0,19 mm, 0,52 mm) (MONTECINOS *et al.*, 2008).

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Elaboração, Tratamentos Térmicos e Caracterização das Ligas por Microscopia Ótica e Difração de R-X.

3.1.1. Elaboração das Ligas

Foram elaboradas ligas Cu-Al-Nb-Ni, Cu-Al-Be-Nb e Cu-Al-Be. As ligas Cu-Al-Nb-Ni foram elaboradas nas seguintes composições Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb; Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb e Cu-14,2%Al-2%Ni-1%Nb; (% em peso), e as ligas com Be foram elaboradas nas composições Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb; Cu-11,8%Al-0,65%Be-0,5%Nb e Cu-11,8%Al-0,6%Be (% em peso). As ligas sem Be foram elaboradas em cadinho de grafite, em uma quantidade aproximada de 300g, sob atmosfera ambiente. A carga da liga era composta de Al e Cu comercialmente puros e da ligas mães 51,86%Nb, 48,14% de Ni % e 80,60%Al, 19,60% de Ni (% em peso). As ligas mães foram previamente elaboradas, em atmosfera controlada em cadinho de soleira fria no caso da liga Nb-Ni e por fusão na atmosfera ambiente para a liga Al-Ni. Após a fusão, as ligas foram vazadas em uma coquilha com secção retangular 30 mm de diâmetro e 40mm de altura. O aquecimento indutivo foi realizado com auxílio de um gerador de alta frequência da Polytron com potência de saída de 8 KVA. As ligas com Be foram fundidas em quantidade aproximadamente de 2 Kg em atmosfera ambiente, com aquecimento indutivo em um cadinho de grafite partindo-se das ligas mães Cu-4%de Be (% em peso) e Nb-35,4Ni (% em peso). O aquecimento indutivo foi realizado com auxílio de um gerador de alta frequência da Polytron com potência de saída de 30 KVA. Após fusão as ligas foram vazadas em moldes metálicos com as seguintes formas: lingoteira de aço de secção

retângular de (30 mm x 60 mm) e 25 mm de altura, em um molde de aço com capacidade para 06 corpos de provas de forma cilíndrica com 16 mm de diâmetro e 120 mm de comprimento, como mostra a Figura 3.1, sendo o preenchimento do molde pela parte inferior.

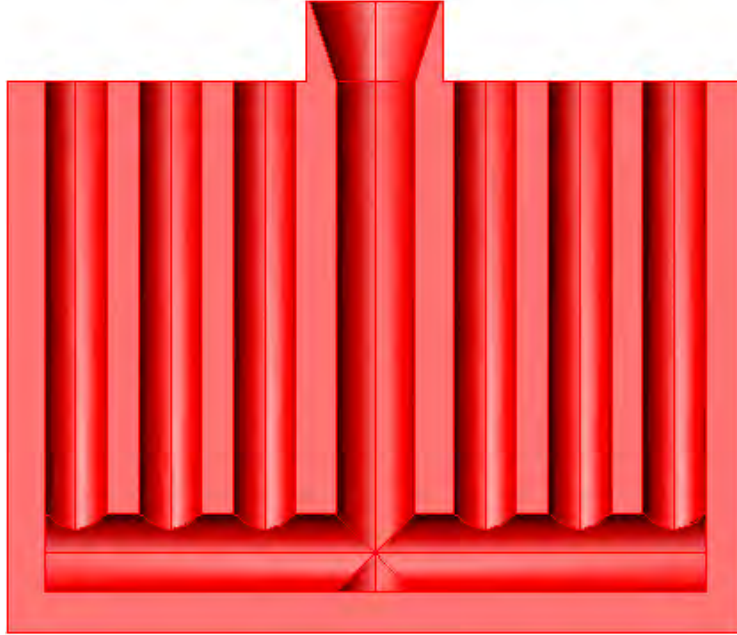


Figura 3.1. Molde para obtenção dos corpos de prova.

3.1.2. Tratamentos Térmicos

As Ligas após o processo de fundição foram homogeneizadas a 850°C durante 12 horas em um forno do tipo mufla da JUNG, sendo logo em seguida temperadas em água a 25°C para obtenção do efeito memória de forma.

3.1.3 Caracterização das Ligas por Microscopia Ótica e Difração de R-X.

A observação da morfologia das fases foi realizada a temperatura de 25°C com auxílio de um microscópio ótico Axiotech 30 da Carl Zeiss. As ligas foram previamente polidas mecanicamente e atacadas em uma solução aquosa de cloreto férrico.

As fases foram identificadas por Difração de R-X, com auxílio de um difratômetro da SIEMENS, modelo D5000, com radiação de Cu K α = 1,54 nm. Todas as análises foram realizadas na temperatura de 25°C.

3.2. Determinação das Temperaturas de Transformação de Fase das ligas por Calorimetria Diferencial de Varredura

As temperaturas de transformação de fase foram determinadas por calorimetria diferencial de varredura utilizando-se um equipamento DSC-60 da Shimadzu em taxas de aquecimento e refrigeração de 10°C/min. Para as ligas Cu-Al-Be e para as ligas Cu-Al-Ni foi utilizado um equipamento DSC da TA INSTRUMENTS em taxas de aquecimento e de resfriamento de 5°C/min

3.3. Determinação das Propriedades Termomecânicas das Ligas através de Ensaio de Tração, Quantificação do Efeito Memória de Forma e superelasticidade.

3.3.1. Ensaio de Tração

A obtenção de corpos de provas para ensaio de tração foi realizado através das seguintes etapas: para as ligas Cu-Al-Ni-Nb os lingotes obtidos do processo de fundição foram laminados a quente em uma temperatura de 900°C com o auxílio de um laminador, obtendo laminas com as dimensões mostradas na Figura 3.2, já para as ligas Cu-Al-Be e Cu-Al-Be-Nb os cilindros obtidos do processo de fundição foram previamente usinados, ficando com as dimensões mostradas na Figura 3.3. Em ambos os casos os corpos de provas foram posteriormente solubilizados a 850°C durante 30 min e temperados em água a 25°C.

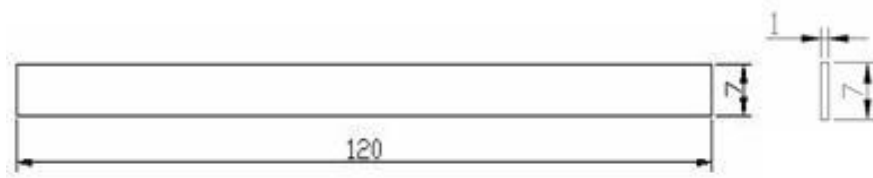


Figura 3.2. Dimensões do corpo de prova laminado em mm, para ensaios mecânicos.

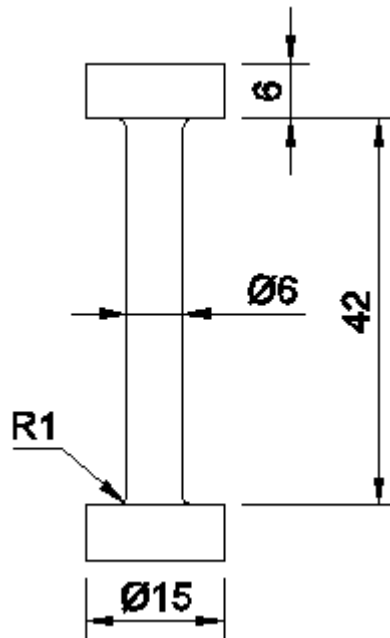


Figura 3.3. Dimensões em mm do corpo de prova para ensaio mecânicos.

Os ensaios de tração foram realizados empregando-se uma máquina de tração estática e dinâmica Servo Pulser EHF da Shimadzu equipada com uma célula de carga de 50 KN e câmara de aquecimento e refrigeração, como mostrado na Figura 3.4. Todos os ensaios foram realizados em uma taxa de deformação de $3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, a parte útil dos corpos de prova entre as garras foi de 42 mm. Para as Ligas Cu-Al-Ni-Nb os ensaios foram realizados a temperatura de 25°C, enquanto que as ligas Cu-Al-Be-Nb foram realizados de -150°C a 150°C.

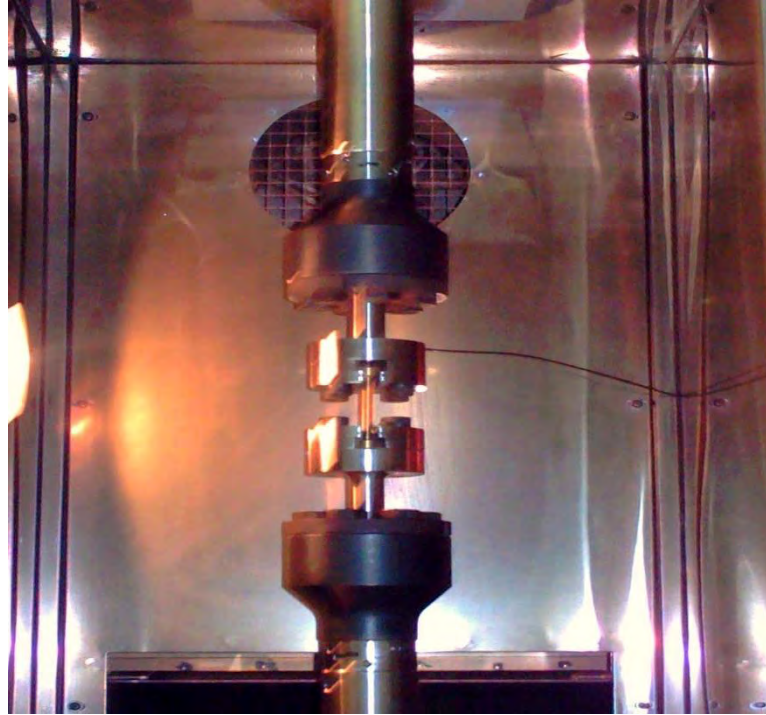


Figura 3.4. Montagem experimental do corpo de prova dentro da câmara de aquecimento e refrigeração.

3.3.2. Quantificação do Efeito Memória de Forma

No caso da liga Cu-Al-Ni, os ensaios foram realizados na ligas Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb (% em peso) sobre corpos de prova em forma de lâminas, Figura 3.2. No caso da ligas Cu-Al-Be os ensaios foram realizados na liga Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso) sobre corpos de prova em forma de lâminas com espessura de 1 mm, largura de 7 mm e comprimento útil entre as garras de 20 mm.

Os ensaios para a quantificação do efeito memória de foram realizados em uma temperatura inferior a M_f e consiste em se deformar o corpo de prova até uma determinada deformação, retirar o carregamento sobre o corpo de prova (tensão $\sigma = 0$), aquecer o corpo de prova até uma temperatura T superior a M_f e observar em relação ao tempo a variação das dimensões do corpo, ou seja, a variação da deformação do corpo de prova. Para as ligas Cu-Al-Ni-Nb os ensaios foram realizados nas temperaturas de 25, 75, 100 e 125°C com deformações máximas de 2,4 e 7%. Já para as ligas Cu-Al-Be-Nb os ensaios foram realizados em temperaturas inicialmente de -75 e -50°C, as deformações máximas empregadas foram respectivamente de 1, 2, 3 e 4 % e o aquecimento em ambos os casos,

em $\sigma = 0$, foi realizado através de um soprador térmico, com o fluxo de ar quente, em uma temperatura em torno de 200°C, apontado para a parte útil do corpo de prova.

3.3.3 Superelasticidade

Estes ensaios foram realizados sobre as ligas Cu-13%Al-2%Ni-1%Nb (% em peso) e Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso) e a geometria é respectivamente a mesma dos ensaios de tração.

Os ensaios para a quantificação da superelasticidade foram realizados em uma temperatura superior a A_f e consiste em se deformar o corpo de prova até uma determinada deformação, retirar o carregamento sobre o corpo de prova (tensão $\sigma = 0$). O carregamento e descarregamento em um número de três ciclos foram realizados em um único corpo de prova. A quantificação da superelasticidade foi realizada pelo controle de deslocamento do cabeçote transversal da máquina de tração. Para as ligas Cu-Al-Ni-Nb os testes foram realizados em três ciclos para cada amostra e para deformações de 1, 2, 5,5 e 8,5% em uma temperatura $T = 100^\circ\text{C}$, ligeiramente superior a A_f . Para as ligas Cu-Al-Be os testes foram realizados em três ciclos para cada amostra e para deformações de 1, 2, 3, 4 e 5% em uma temperatura $T = 25^\circ\text{C}$, superior a A_f .

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Ligas Cu-Al-Ni

Em um primeiro momento caracterizaremos por difração de R-X e microscopia ótica e determinaremos as propriedades termomecânicas das ligas Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb e Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb (% em peso), com vistas a aplicações destas ligas como atuadores mecânicos em temperaturas acima de 0°C. Posteriormente verificaremos a influência do aumento dos teores de Al e Ni nestas ligas e analisaremos a possibilidade de as utilizarmos como atuadores mecânicos em temperaturas inferiores a 0°C.

4.1.1. Caracterização Das Ligas Por Microscopia Ótica, Difração de R-X e Calorimetria Diferencial de Varredura.

Nas Figuras 4.1 e 4.2 são apresentadas as fotomicrografias das ligas Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb (% em peso) e Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb (% em peso). Observa-se que a liga com 2% de Ni é completamente martensítica à temperatura ambiente, enquanto que a liga contendo 3% de Ni completamente austenítica. Tal fato não constitui nenhuma surpresa, pois mantendo-se a composição constante em teores de Cu e Al e Nb a temperatura de transformação de fase decaíra a uma taxa aproximada de 20°C por acréscimo de 1% em peso de Níquel.(FUNAKUBO, 1987; WAIMAN, 1988). Resultado semelhante foi observado através de difração de R-X.

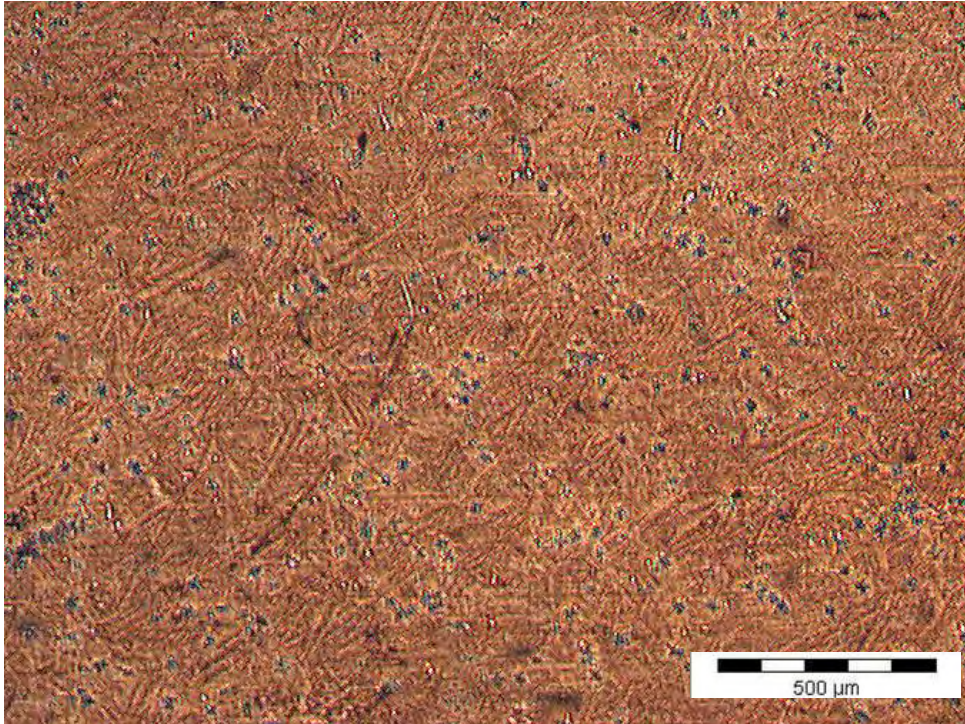


Figura 4.1. Presença da fase martensita na liga Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb (% em peso).

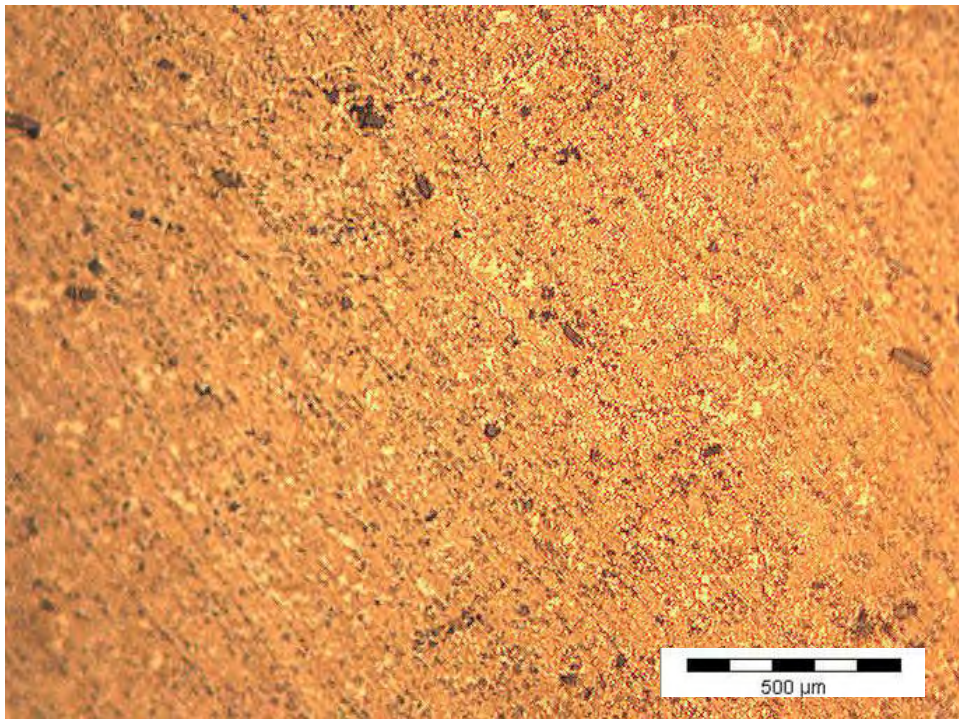


Figura 4.2. Presença da fase austenita na liga Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb (% em peso).

Na Tabela I apresentamos as temperaturas de transformações de fases das ligas Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb e Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb (% em peso) . Observa-se que as fases identificadas são as mesmas obtidas através de Difração de R-X e Microscopia Ótica.

Tabela I. Temperaturas de Transformação de Fases das Ligas Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb e Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb (% em peso).

Temperatura de Transformação (°C)	Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb (% em peso)	Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb (% em peso)
M _F	17,69	-2,73
M _S	47,65	14,59
A _S	46,17	3,87
A _F	84,91	41,75

4.1.2 Ensaio de tração

Na Figura 4.3 está representada a curva de tração na temperatura de 25°C da liga Cu-13,8%-Al-2%Ni-1%Nb (% em peso), que está, portanto no estado martensítico. Observa-se uma parte linear até aproximadamente 120 MPA e 1% de deformação, seguindo-se uma acentuada curvatura que se estende até cerca de 200 Mpa e 2,4% de deformação, para em seguida voltarmos a um comportamento aproximadamente linear, que se prolonga até a ruptura do material (600 Mpa e 12,2% de deformação). O comportamento inicial (linear mais curvatura) deve estar associado às deformações pseudoplásticas das diversas variantes da martensita, enquanto que na parte aproximadamente linear subsequente poderá ocorrer deformação plástica.

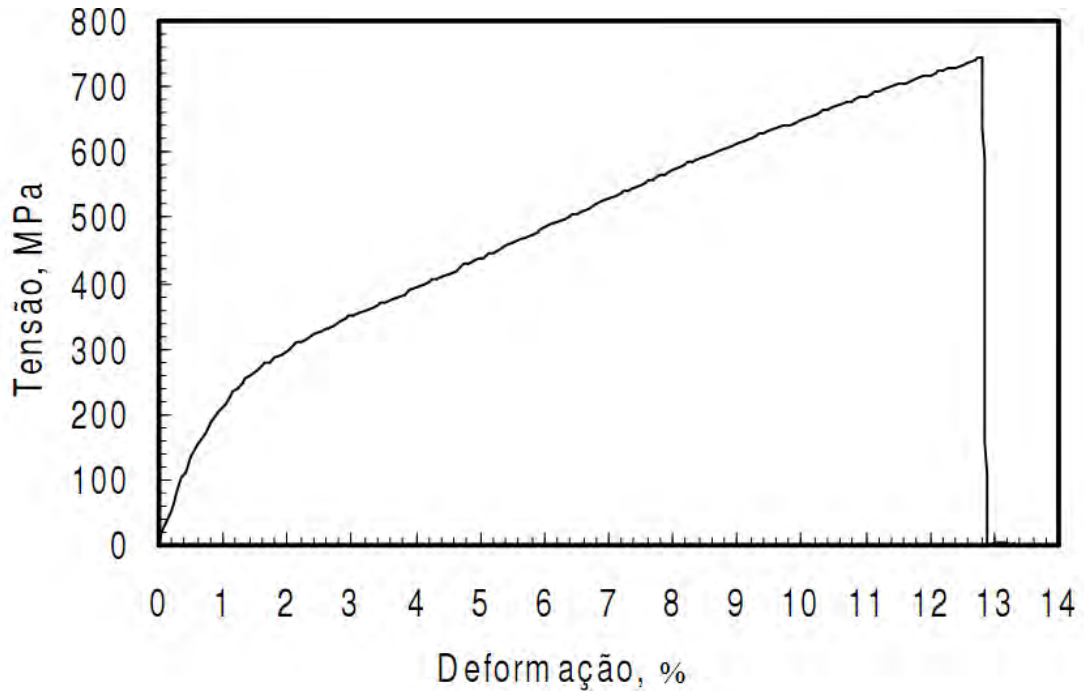


Figura 4.3. Curva tensão deformação para $T = 25^{\circ}\text{C} < M_f$.

A curva tensão deformação da liga Cu-13,8%-Al-2%Ni-1%Nb (% em peso), em uma temperatura $T = 100^{\circ}\text{C} > A_f$, portanto inicialmente no estado austenítico, Figura 4.4, caracteriza-se por um comportamento linear entre 0 e aproximadamente 0,8% de deformação, uma parte curva para a qual tensões e deformações crescem monotonicamente em um intervalo em torno de 0,8 e 5% de deformação. Segue-se uma tênue inflexão da curva em torno de 5% de deformação e a partir deste ponto até a ruptura em 12,5% de deformação, a retomada do crescimento monotônico entre tensões e deformação, porém com um comportamento aproximadamente linear. As transformações de fase impostas pelas tensões e temperatura do ensaio impõem uma dinâmica completamente diferente da liga em $T < M_f$. Para $T > A_f$, a parte linear inicial da curva corresponde a deformação elástica da austenita, entre 0,8 e 5%, pois as tensões elevadas devem impor a transformação da austenita em martensita. A inflexão da curva possivelmente delimitaria o fim da transformação da austenita em martensítica e a parte linear subsequente corresponde a deformação elástico plástica da martensita. É de se esperar, portanto um retorno ao comprimento inicial do corpo de prova, caso seja imposto um descarregamento do corpo de prova, submetido a deformações de até 5%.

O baixo valor da tensão da indução da martensita, de aproximadamente 100 MPa advém do fato que a temperatura do ensaio é ligeiramente superior a $A_f = 84,91^\circ\text{C}$.

Para o ensaio realizado a $T=150^\circ\text{C}$, Figura 4.5 o comportamento da tensão em relação a deformação é praticamente o mesmo, devendo-se no entanto observar que a tensão de indução da martensita é de aproximadamente 200 Mpa, valor superior ao precedente.

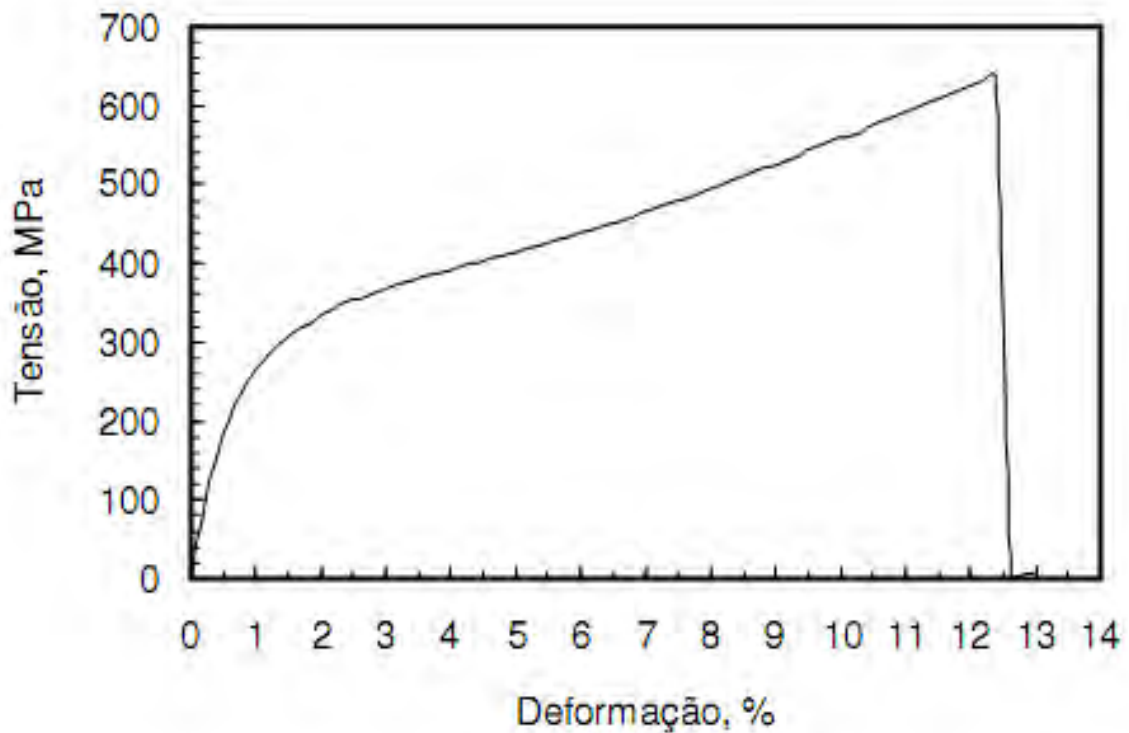


Figura 4.4. Curva tensão deformação para $T = 100^\circ\text{C} > A_f$.

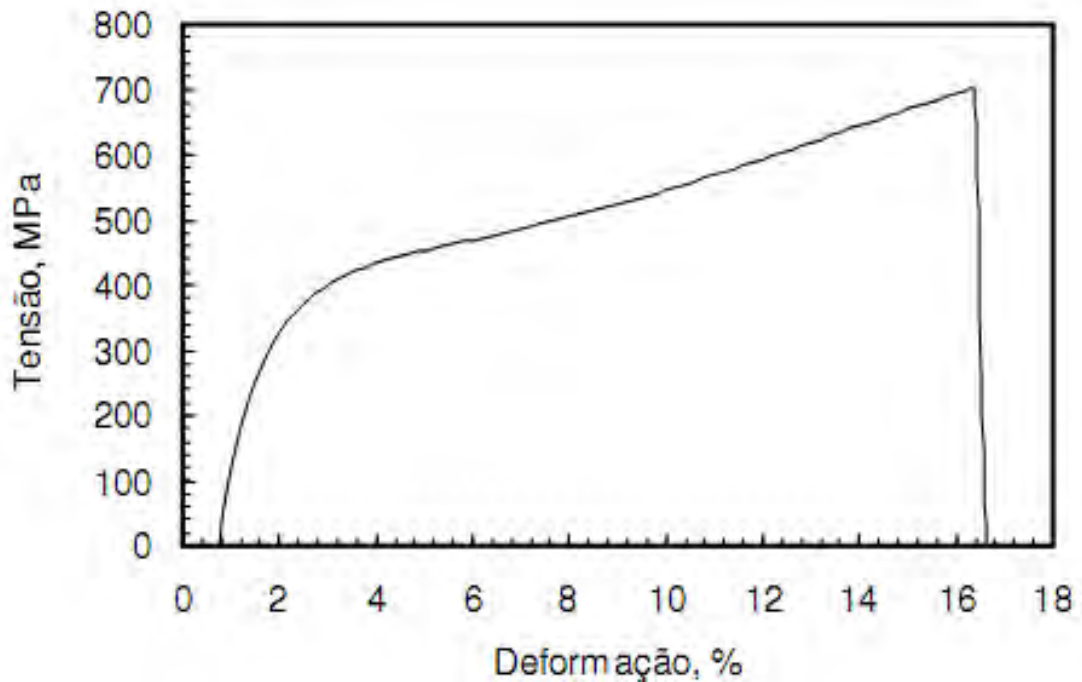


Figura 4.5. Curva tensão deformação para $T = 150^{\circ}\text{C} > A_f$.

4.1.3. Quantificação do Efeito Memória de Forma

Na Figura 4.6 representamos um ensaio típico de recuperação de forma, na temperatura de 25°C , para a liga Cu-13,8%-Al-2%Ni-1%Nb (% em peso), para uma tensão máxima de 300 MPa. Observa-se que o corpo de prova em uma tensão de 300 MPa deformou-se de 2,43%. Após a retirada da carga a recuperação elástica é de 1,0%, sendo, portanto, a deformação pseudoplástica de 1,43%. Após aquecimento do corpo de prova observa-se, através do retorno da deformação às proximidades do zero, uma redução do seu comprimento útil o que pode ser interpretado com uma recuperação de forma de 1,37%. Neste caso, constatou-se uma deformação residual não reversível de 0,06%. Esta deformação residual pode ser desprezível, visto que, neste ensaio o retorno da deformação exatamente a origem zero é de difícil constatação face aos possíveis micros escorregamentos entre o corpo de prova e as garras e a precisão dos instrumentos de medidas da deformação.

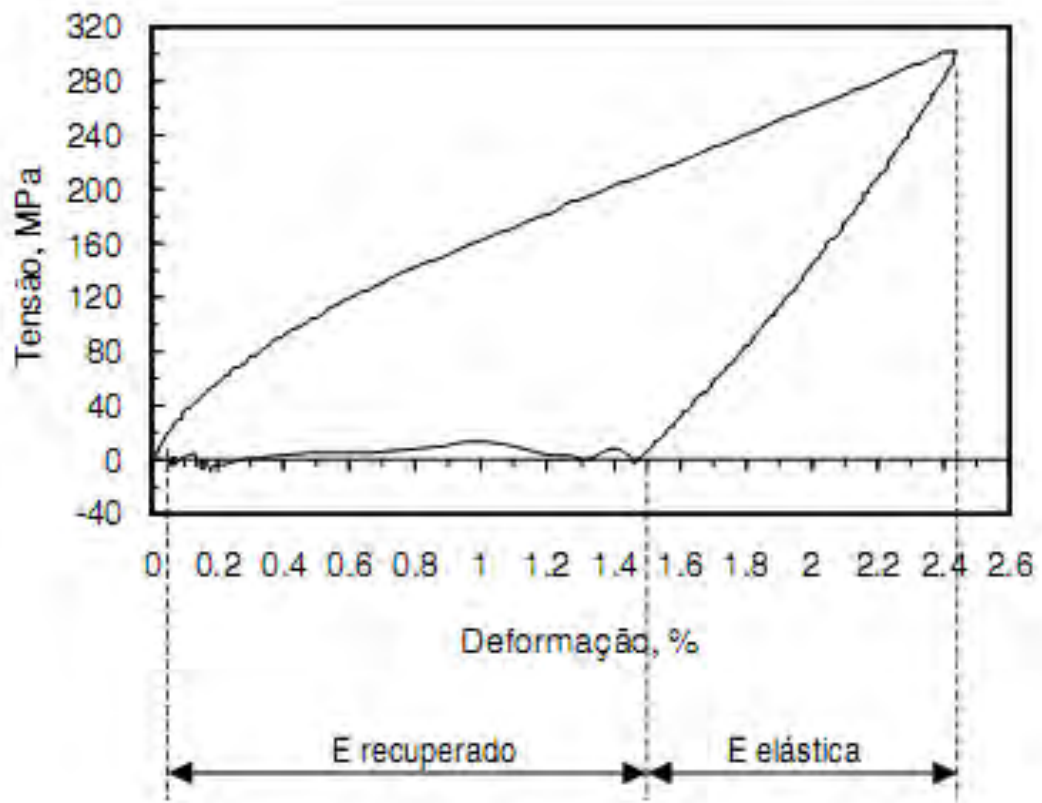


Figura 4.6. Ensaio para quantificação do efeito memória de forma para $\sigma_{\max} = 300\text{MPa}$.

Na Figura 4.7 representamos o ensaio de quantificação de memória de forma nas temperaturas de 25, 75, 100 e 125°C com deformações máximas de 7%. Observa-se que no intervalo de 50 a 125°C, as deformações pseudoplástica, ϵ_p e a elástica ϵ_{el} situam-se respectivamente entre 3,7e 4% e 2,9 e 3,2% e que no intervalo de temperatura analisado, a temperatura, para este grau de deformação máxima, tem pouca influência sobre o percentual de forma recuperado. Já para o ensaio realizado a 25°C o corpo de prova rompeu ciclo em uma deformação inferior a 7%. Para o ensaio realizado a 125°C, observa-se, após supressão das cargas e aquecimento do corpo de prova acima de A_f , uma pequena deformação residual. Esta deformação residual constitui um indicativo que a temperatura do ensaio é um pouco superior a A_f . De uma maneira geral pode-se concluir que é possível alcançar-se deformações pseudoplástica, ϵ_p da ordem de 3,8%, que a deformação residual situa-se entre 40 e 45% da deformação total e que a deformação pseudoplástica máxima ocorre na temperatura de 100°C (ligeiramente inferior a A_f).

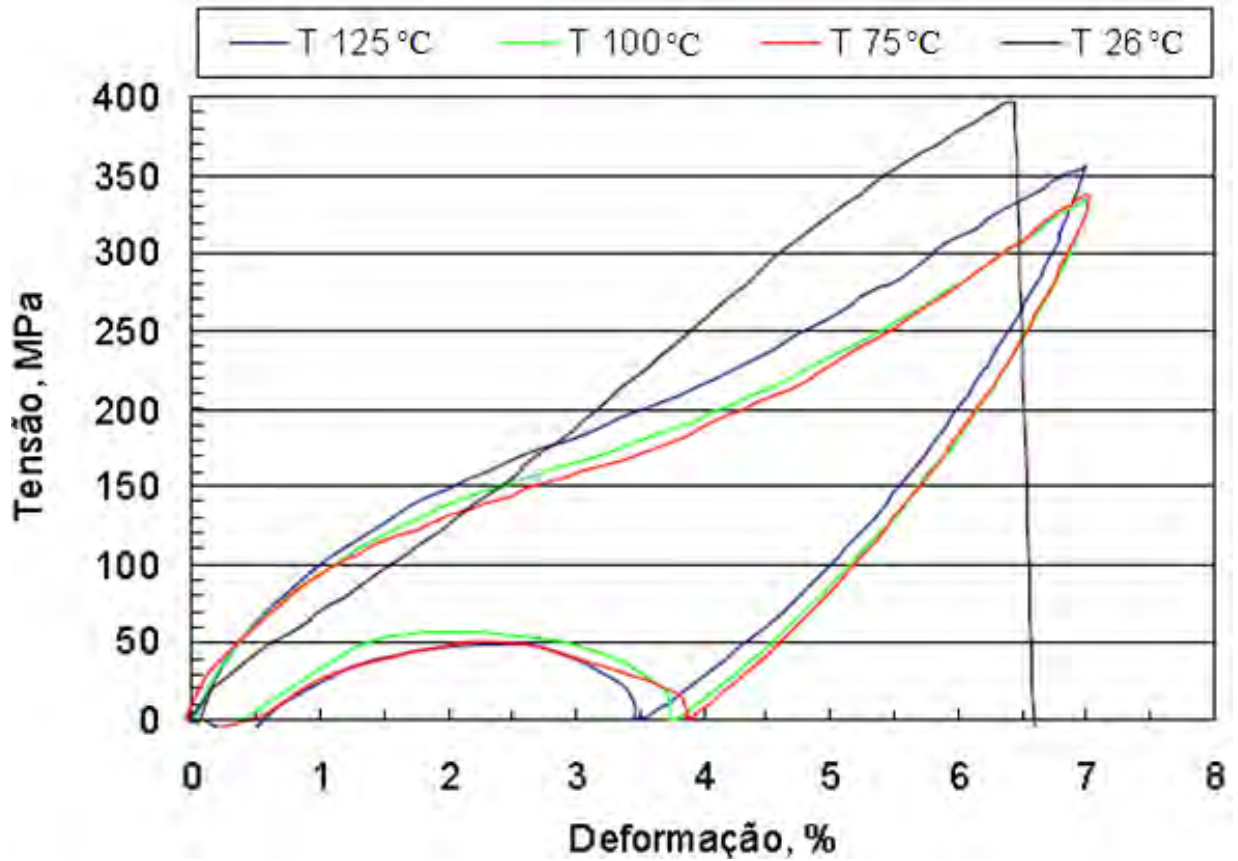


Figura 4.7. Curvas Tensão x Deformação realizadas em diferentes temperaturas e deformação máxima de 7%.

4.1.4. Ensaio de superelasticidade

Na Figura 4.8 representamos a partir do segundo ciclo os ensaios de tensão x deformação para deformações de 1, 2, 5,5 e 8,5% . Observa-se após o retorno da carga a zero, uma pseudoelasticidade máxima de aproximadamente 4,5% para uma deformação total de 8,5%. As deformações residuais no primeiro ciclo foram respectivamente de 0,3; 0,5; 1,0 e 3,5%. Esta deformação pseudoelástica de 4,5% foi obtida retirando-se da deformação total de 8,5% a deformação residual de 3,5% do primeiro ciclo e 0,5% de deformação residual referente segundo ciclo. Era de se esperar que em deformações de até

5% praticamente nenhuma deformação residual fosse observada. Estas importantes deformações residuais estão ligadas a retenção de parte da martensita induzida por tensão. Após o descarregamento (GUEDES, 2008; FRANÇA, 2009). Estes pesquisadores observaram que esta martensita residual só se transforma em austenita após um longo período á temperatura ambiente ou a após aquecimento em elevadas temperaturas ($T > 200^{\circ}\text{C}$).

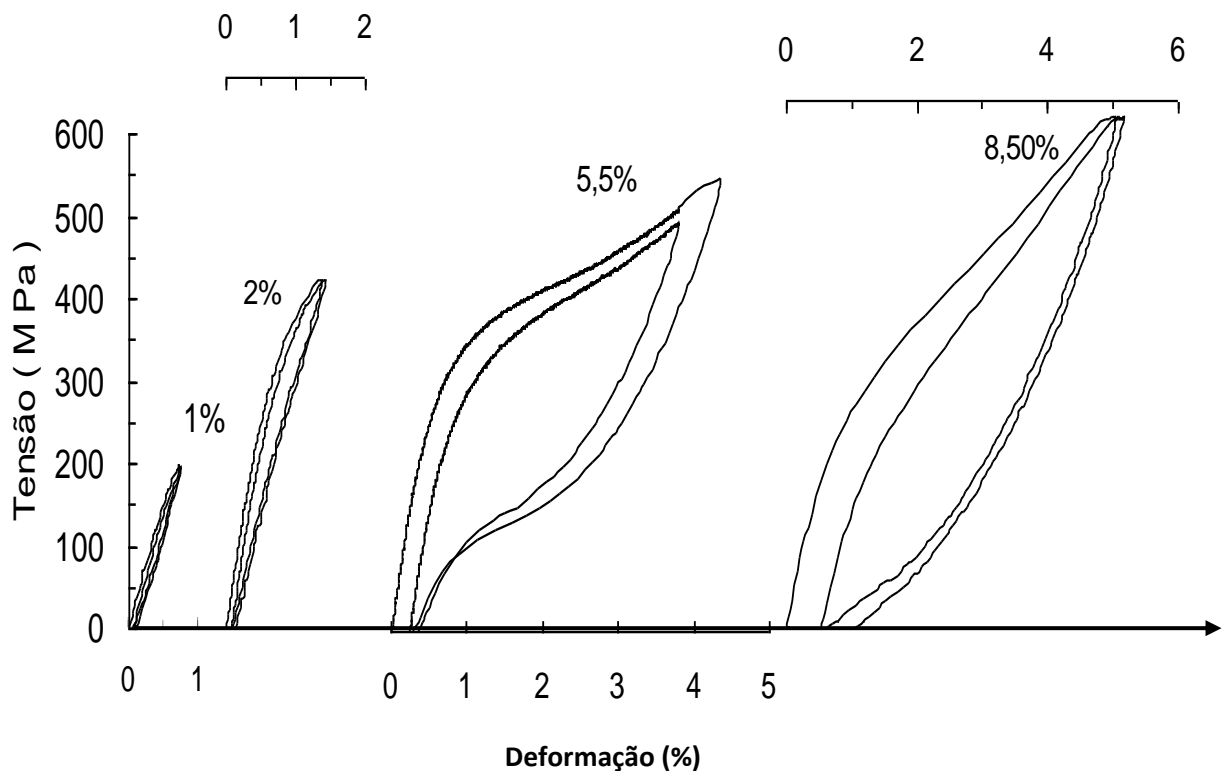


Figura 4.8. Curva tensão-deformação, em $T = 80^{\circ}\text{C}$, para carregamento e descarregamento após deformações de 1, 2, 5,5 e 8,5%.

4.1.5. Influência do teor de Al e Ni Nas Propriedades Mecânicas.

A partir dos resultados apresentados é de se esperar que as ligas Cu-Al-Ni possam ser empregadas como atuadores mecânicos em temperaturas superiores a 50°C . É importante destacar que as ligas para atuarem como atuadores mecânicos devem estar no estado austenítico na temperatura de trabalho e apresentarem recuperação de forma superior a 3%. No caso da liga Cu-13,8%-Al-2%Ni-1%Nb (% em peso) a recuperação de

forma é superior a este valor porém esta liga só será completamente austenítica em temperaturas $T > 84,91 = A_F$. Já para a liga Cu-13,8%-Al-3%Ni-1%Nb (% em peso) estas em princípio poderiam funcionar com atuadores mecânicos para temperaturas $T > 47,5^\circ\text{C} = A_F$. Faz-se necessário, entretanto quantificar a sua recuperação de forma. No que tange as propriedades mecânicas aparentemente não há nenhum impedimento, pois estas ligas apresentam tensões e deformações á ruptura semelhantes à liga Cu-13,8%-Al-2%Ni-1%Nb, (VELOSO, 2002).

Com o intuito de verificar a possibilidade da aplicação dessas ligas realizamos ensaios de tração em uma com 14,2% de Al (% em peso) para um teor de Ni de 2% e Nb de 1%. É importante destacar que o acréscimo de Al nestas ligas diminui as temperaturas de transformações de fase na taxa de ordem 100°C para cada um por cento a mais de Al. O Ni tem comportamento análogo, porém para uma taxa mais modesta de 25°C para cada 1% de Ni acrescentado.

Na Figura 4.9 representamos o ensaio de tração para a liga com 14,2% de Al, observa-se a partir da curva que o aumento do teor de Al há uma tendência forte de redução á deformação à ruptura. Com para se obter baixas temperaturas em ligas policristalinas Cu-Al-Ni deve-se trabalhar com teores de Al e Ni superiores respectivamente a 14,2% e 4% e que nestas condições a liga apresenta um comportamento mecânico frágil, é de se esperar que elas não possam ser utilizadas como atuadores mecânicos.

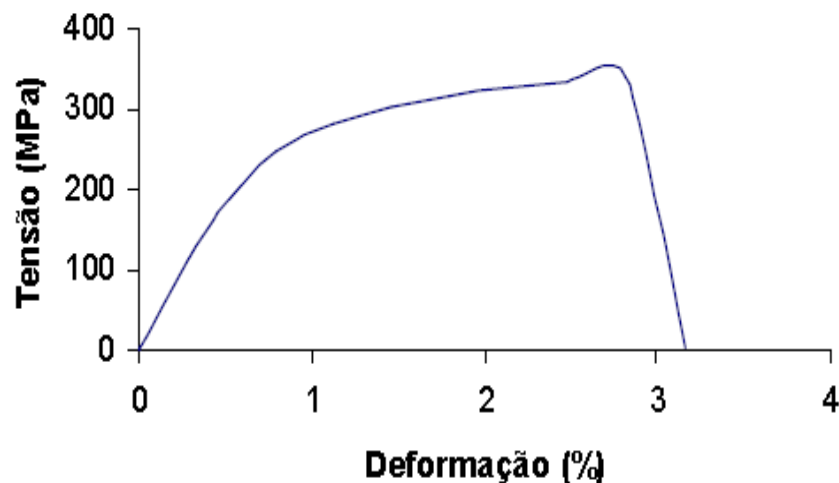


Figura 4.9. Curva típica de traçãoxdeformação para liga Cu-14,2%-Al -2%Ni-1%Nb (% em peso).

4.2. Ligas Cu-Al-be

4.2.1. Elaboração, Caracterização Das Ligas Por Microscopia Ótica e Difração de R-X.

O lingote obtido a partir da fundição com o preenchimento do molde pela parte inferior permitiu a eliminação de vazios e a obtenção de 06 corpos de prova com bom acabamento como o mostrado na Figura 4.10. Com o rápido resfriamento propiciado pela lingoteira em aço foi possível, mesmo após o tratamento de homogeneização e têmpera, a obtenção de uma granulometria média de 120 μm para as ligas Cu-Al-Be com Nb, como observado na Figura 4.11. Enquanto que as ligas Cu-Al-Be sem Nb apresentaram uma granulometria média de 400 μm como mostra a Figura 4.12. Como as condições de solidificação são praticamente as mesmas em ambas ligas, com e sem Nb, deduz que o Nb tem um efeito preponderante como redutor do tamanho de grão.



Figura 4.10. Corpos de Prova Bruto de Fusão.

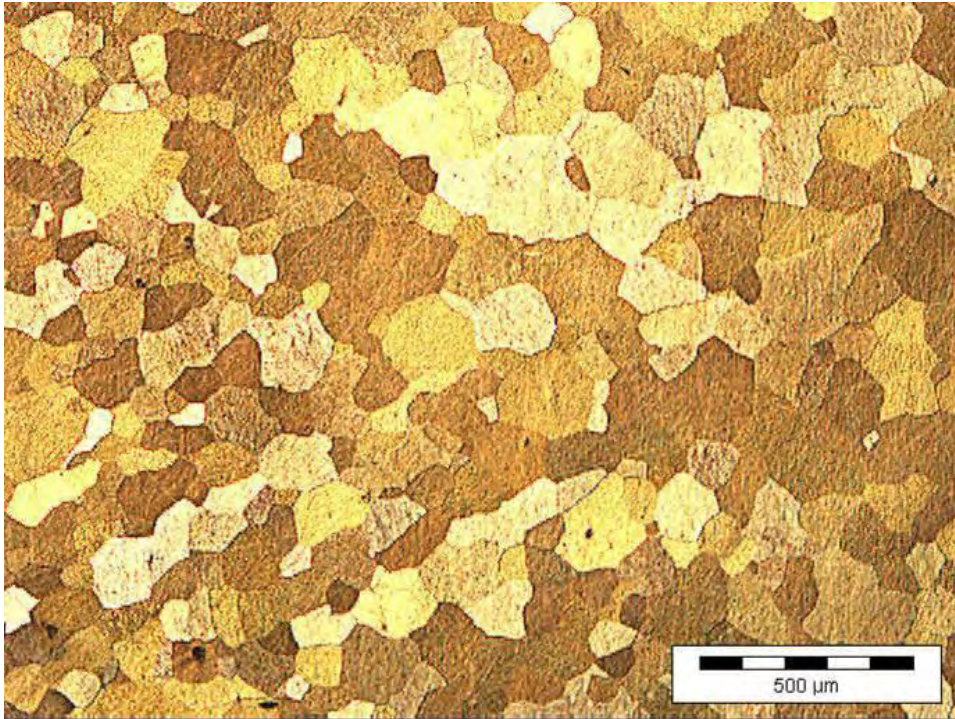


Figura 4.11. Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).

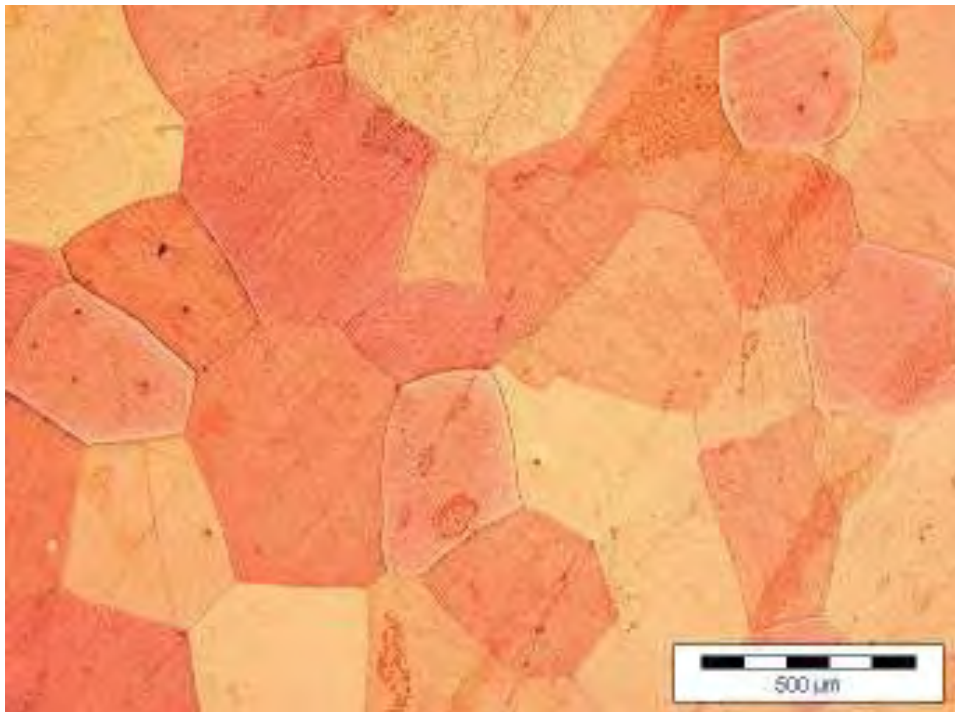


Figura 4.12. Presença da fase austenita na liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be (% em peso).

A Figura 4.13 representa o difratograma para liga Cu-11,8%Al-0,6Be-0,5%Nb Onde identificamos apenas a fase austenítica CCC do tipo B2 com $a = 0,582\text{nm}$. Resultado semelhante foi obtido para a liga contendo 0,65%Be.

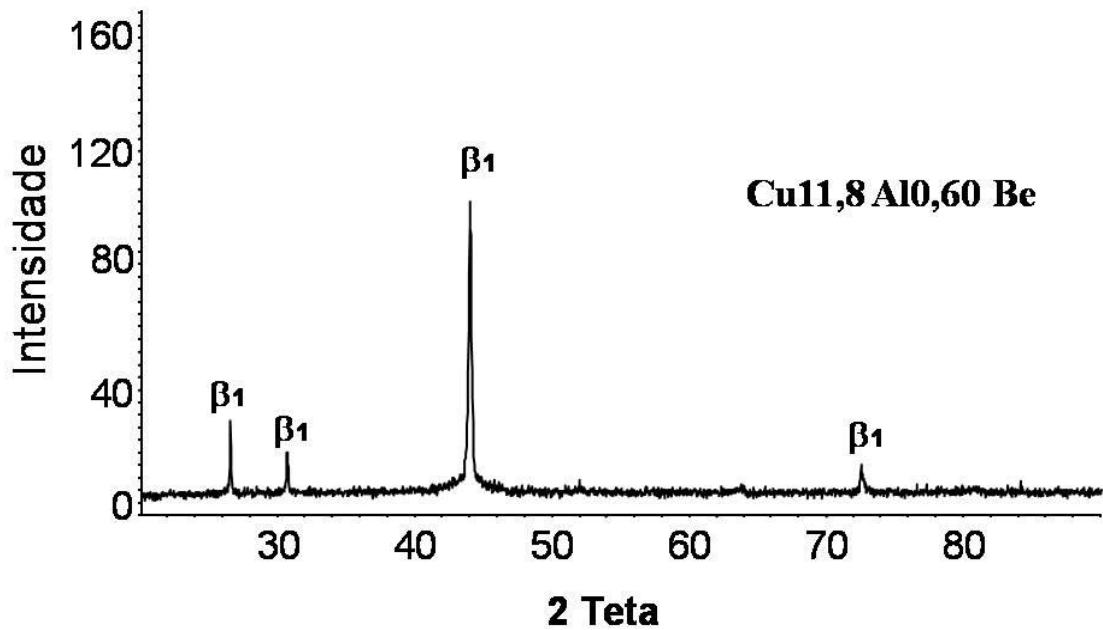


Figura 4.13. Difratoograma relativo à Liga com Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).

4.2.2. Determinações das Temperaturas de Transformação de Fase das ligas por Calorimetria Diferencial de Varredura.

Na Figura 4.14 está representado o termograma da liga Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso). Observa-se que a temperatura de início de transformação da martensita é de -46°C . Não foi possível observar as transformações de fase para a liga Cu-11,8%Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso). Isto certamente decorre das baixas temperaturas de transformação e de limitações de nosso equipamento, que opera apenas até -150°C e o início da transformação martensita é desta ordem de grandeza conforme deduzimos dos ensaios de tração.

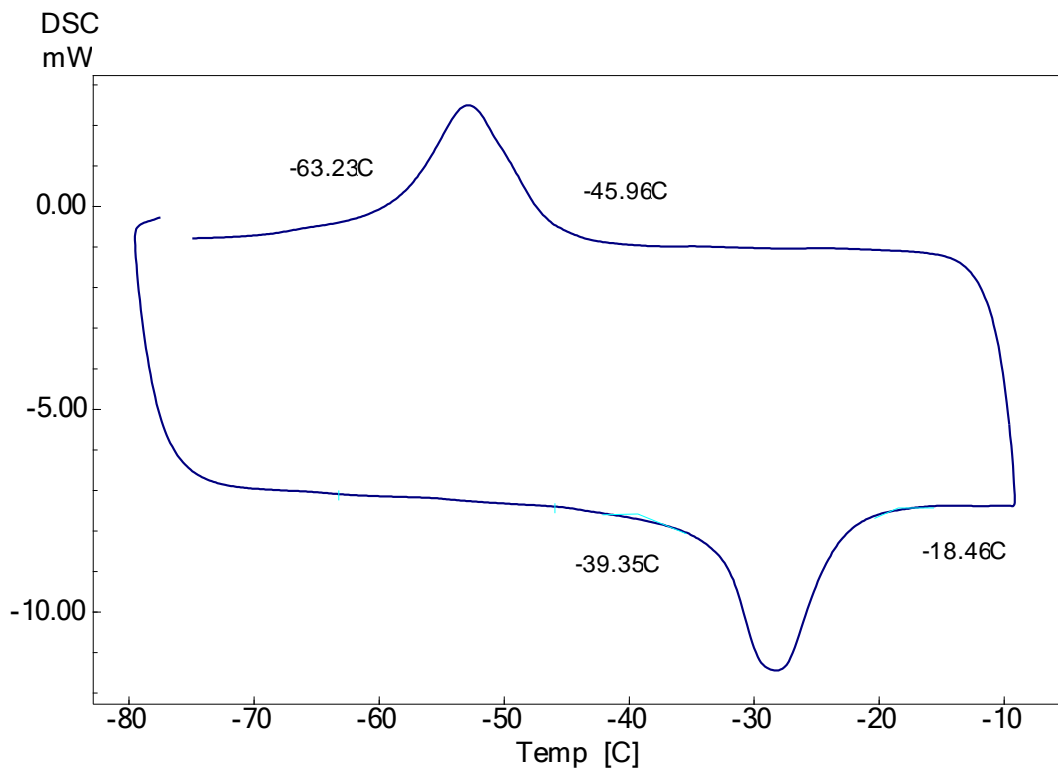


Figura 4.14. Determinação das temperaturas de transformação através de Calorimetria Diferencial de Varredura Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).

4.2.3 Propriedades Termomecânicas das Ligas através da Quantificação do Efeito Memória de Forma, Pseudoelasticidade e Ensaios de Tração.

4.2.3.1. Ensaios de Tração

Na Figura 4.15 representamos a curva típica tensão-deformação obtida a partir do ensaio de tração da liga Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso). Como a liga na temperatura ambiente está no estado austenítico a curva se caracteriza inicialmente por uma parte linear correspondente a deformação elástica da austenita, seguindo-se de uma parte curva associada à transformação, induzida por tensão, da austenita em martensita (MELO et al., 2008). Não foi possível distinguir em nossa curva a deformação plástica da martensita, que deveria preceder a ruptura. O corpo de prova rompe de maneira frágil e

nenhuma indicação macroscópica de plasticidade pôde ser observada. A tensão crítica para induzir o início da transformação da austenita em martensita, associada ao fim da linearidade da parte inicial da curva é de aproximadamente 280MPa.

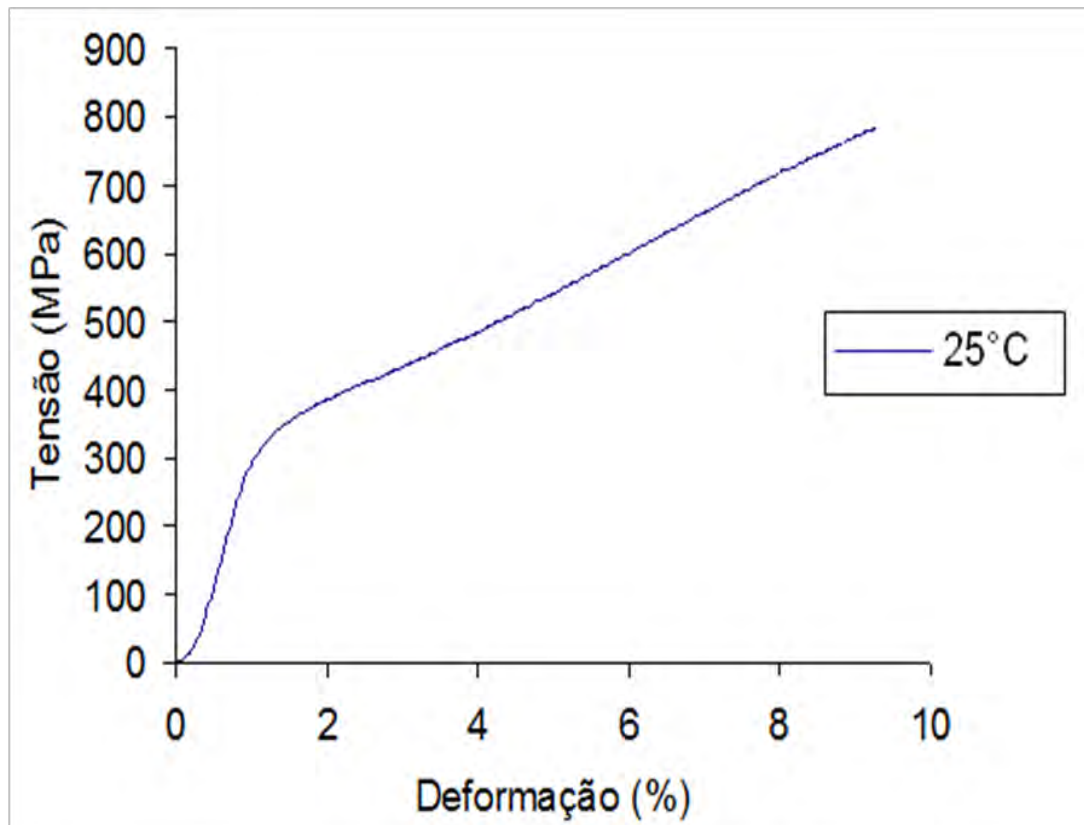


Figura 4.15. Curva típica de tração-deformação para a liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).

Na Figura 4.16 representamos a curva tensão-deformação obtida a partir do ensaio de tração da liga Cu-11,8%Al-0,6%Be (% em peso), portanto sem Nb. Observa-se que a liga rompe em uma baixa tensão de aproximadamente 330 MPa com uma deformação à ruptura de aproximadamente 3,6%. As relativas baixas propriedades mecânicas desta liga, acentuadamente a sua pronunciada fragilidade indicam que a presença do Nb é essencial para reduzir o tamanho do grão e subsequentemente melhorar a ductibilidade das ligas Cu-Al-Be.

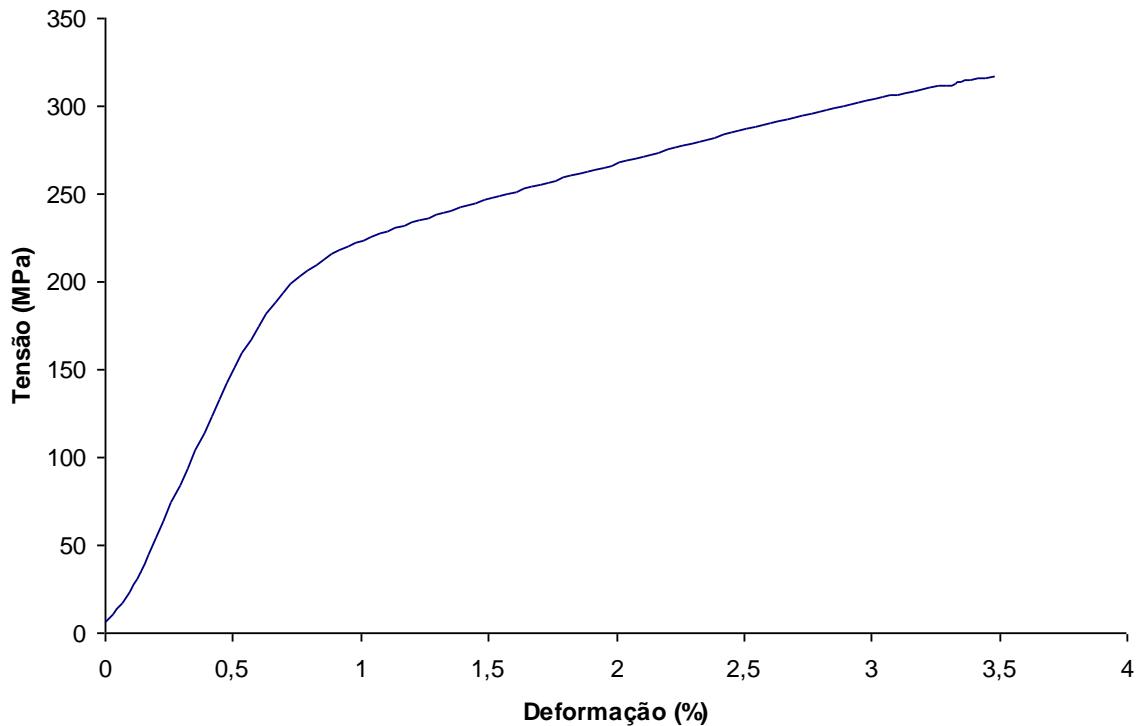


Figura 4.16. Curva típica de tração-deformação para a liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be (% em peso) em T=25°C.

Nas Figuras 4.17 e 4.18 representamos os ensaios de tração realizados entre -150°C e 150°C respectivamente para as ligas com Cu-11,8%Al-0,60%Be-0,5%Nb e Cu-11,8%Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso). Observa-se que à medida que a temperatura de ensaio aumenta a tensão crítica de indução da martensita também aumenta. A variação da tensão de indução da martensita com a temperatura, em consonância com a relação de Clausius Clayperon, $d\sigma/dt = \Delta H/\varepsilon T$, (OTSUKA, WAIMAN, 1988), apresenta um comportamento linear com taxas de 2,0 MPa/°C e 2,5 MPa/°C, respectivamente para as ligas com 0,60e 0,65% de Be como mostra as Figuras 4.20 e 4.21. Pode-se inferir a partir destes gráficos, que para uma tensão nula deveremos obter os valores do início da transformação austenita em martensita M_s , induzida termicamente. Estes valores são aproximadamente de -50°C e -150°C, respectivamente para as ligas com 0,6% e 0,65% de Be. Sendo o valor do M_s inferido para liga com 0,6%Be próximo ao obtido através da calorimetria diferencial de varredura.

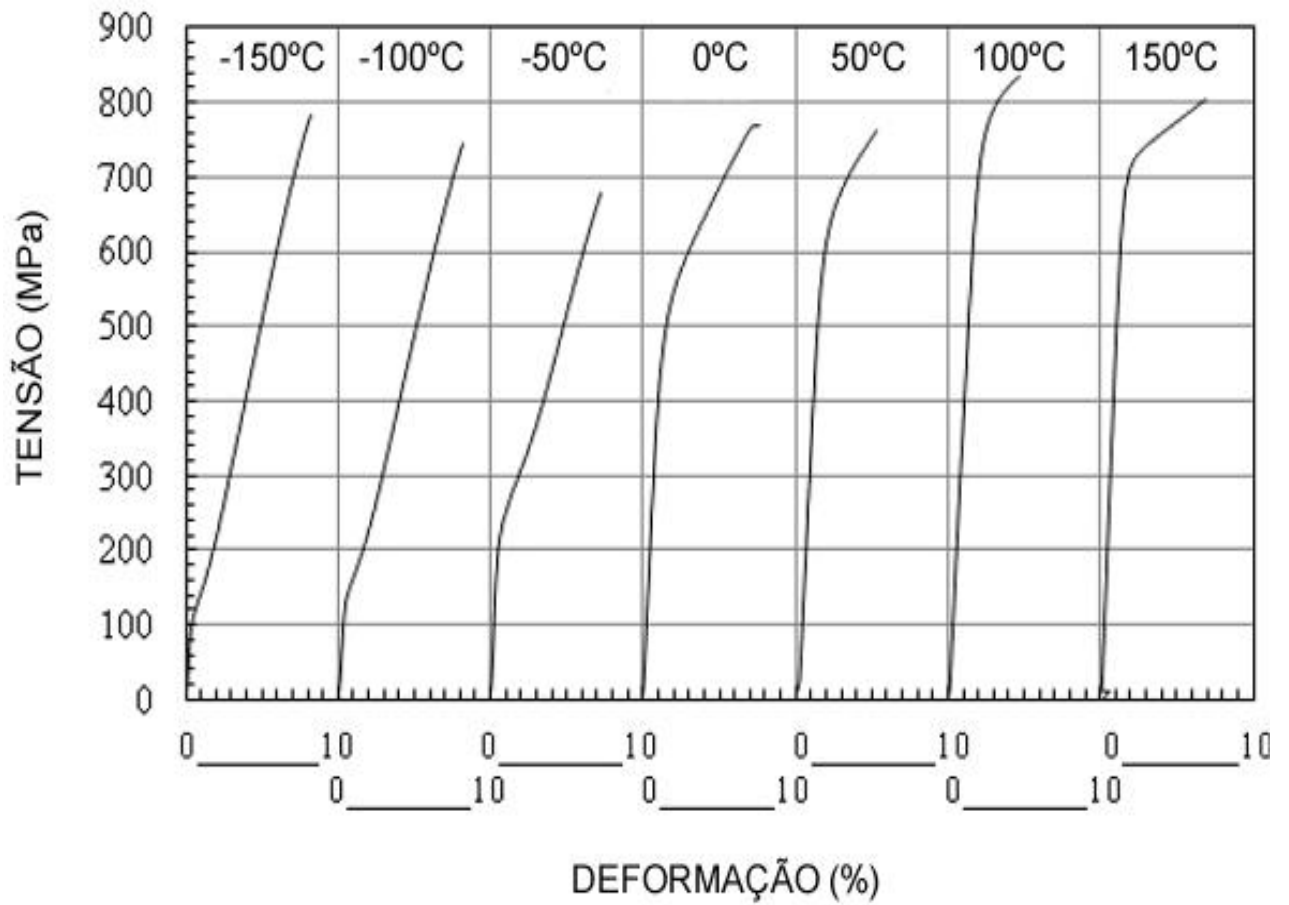


Figura 4.17. Ensaios de tração para diferentes temperaturas Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).

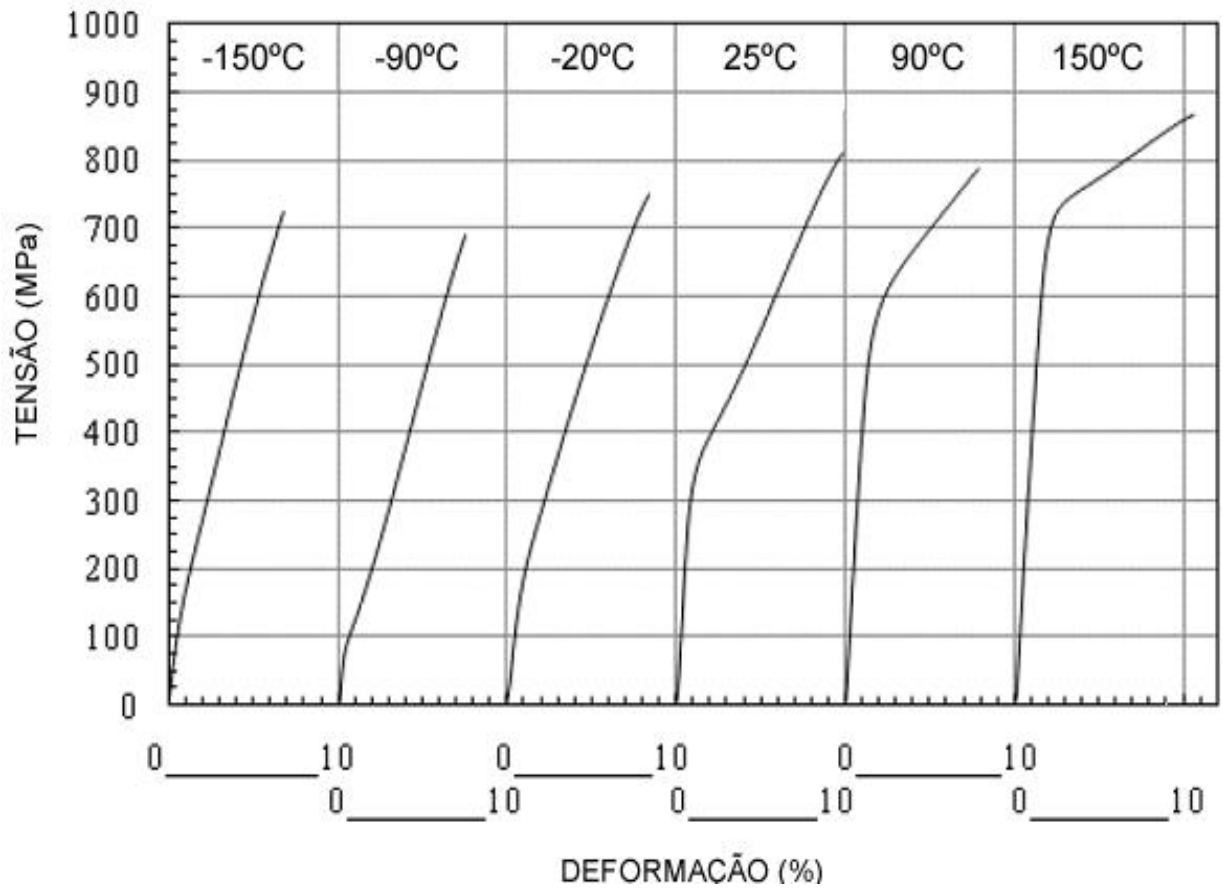


Figura 4.18. Ensaio de tração para diferentes temperaturas Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).

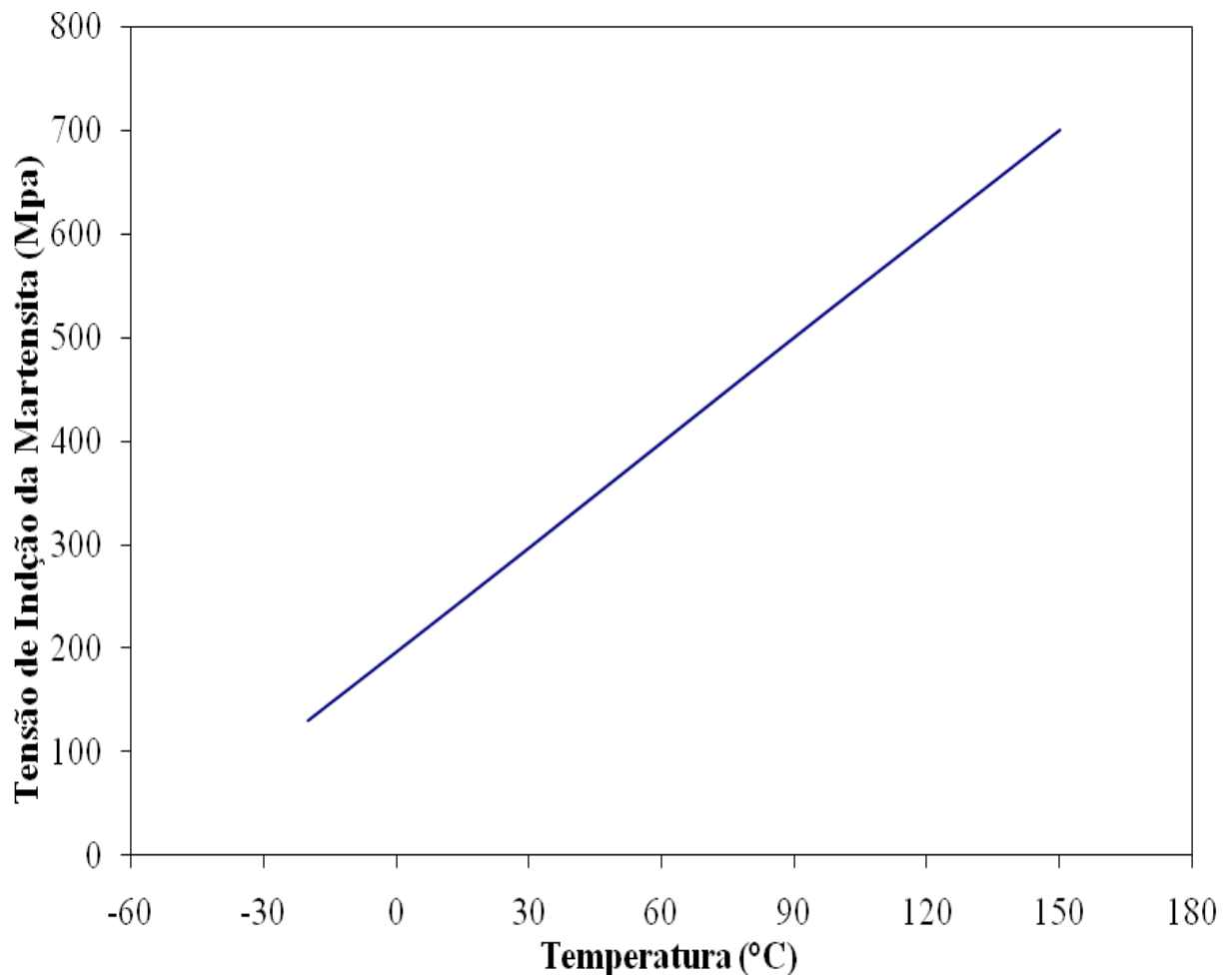


Figura 4.19. Tensão de indução da martensita em função da temperatura Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).

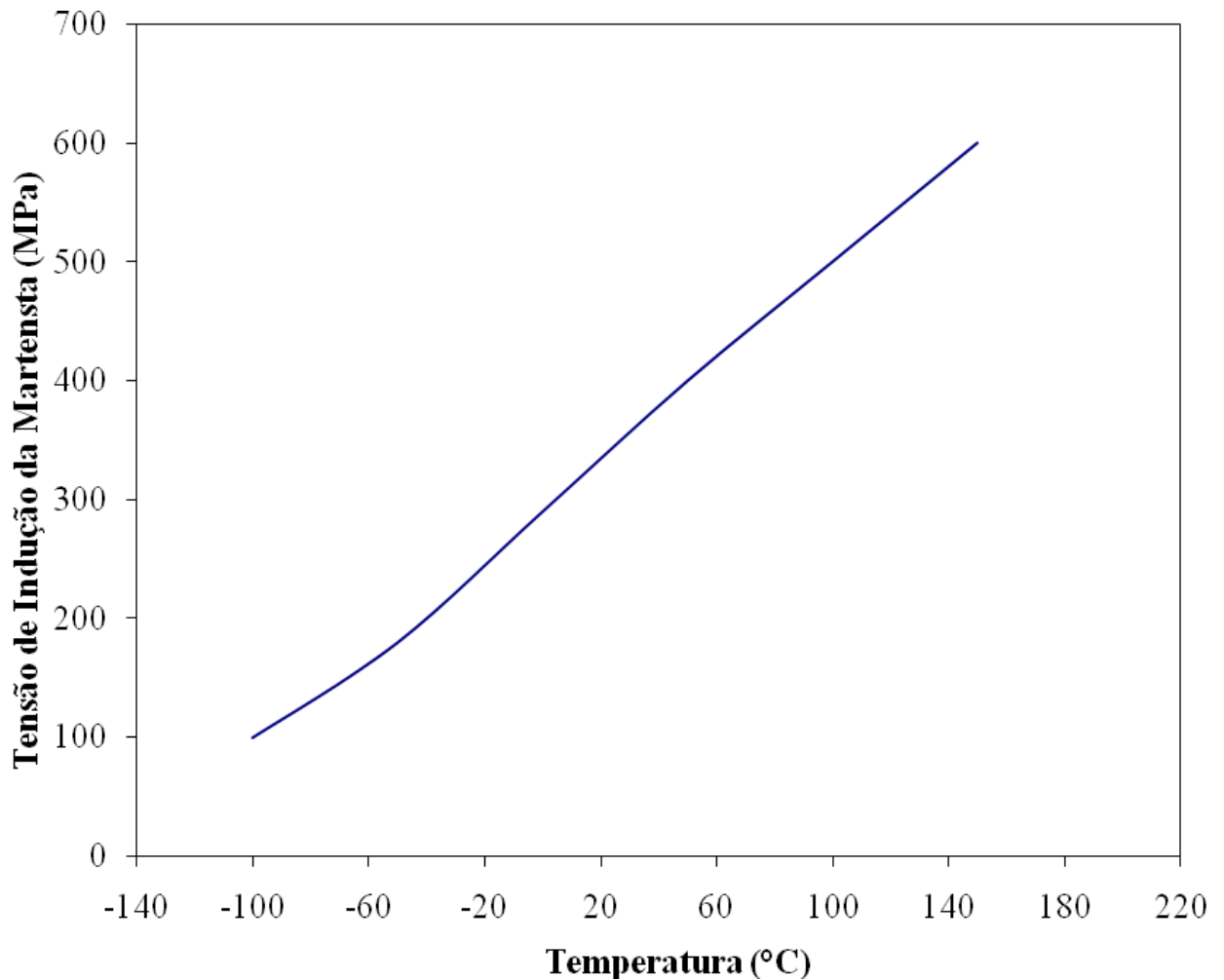


Figura 4.20. Tensão de indução da martensita em função da temperatura Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).

Nas Figuras 4.22 e 4.23 representamos o comportamento da tensão de ruptura e da deformação à ruptura com relação à temperatura para liga com 0,6% de Be e nas Figuras 4.24 e 4.25 procedimento semelhante é adotado para a liga com 0,65% de Be. Observa-se pronunciada variação aparentemente aleatória destas grandezas com a temperatura. O decréscimo das tensões e deformações de ruptura na temperatura de -150°C observados nestas curvas leva-nos a suspeitar de uma possível transição dúctil frágil. Isto, no entanto só poderá ser confirmado com a realização de ensaios a temperaturas inferiores a -150°C .

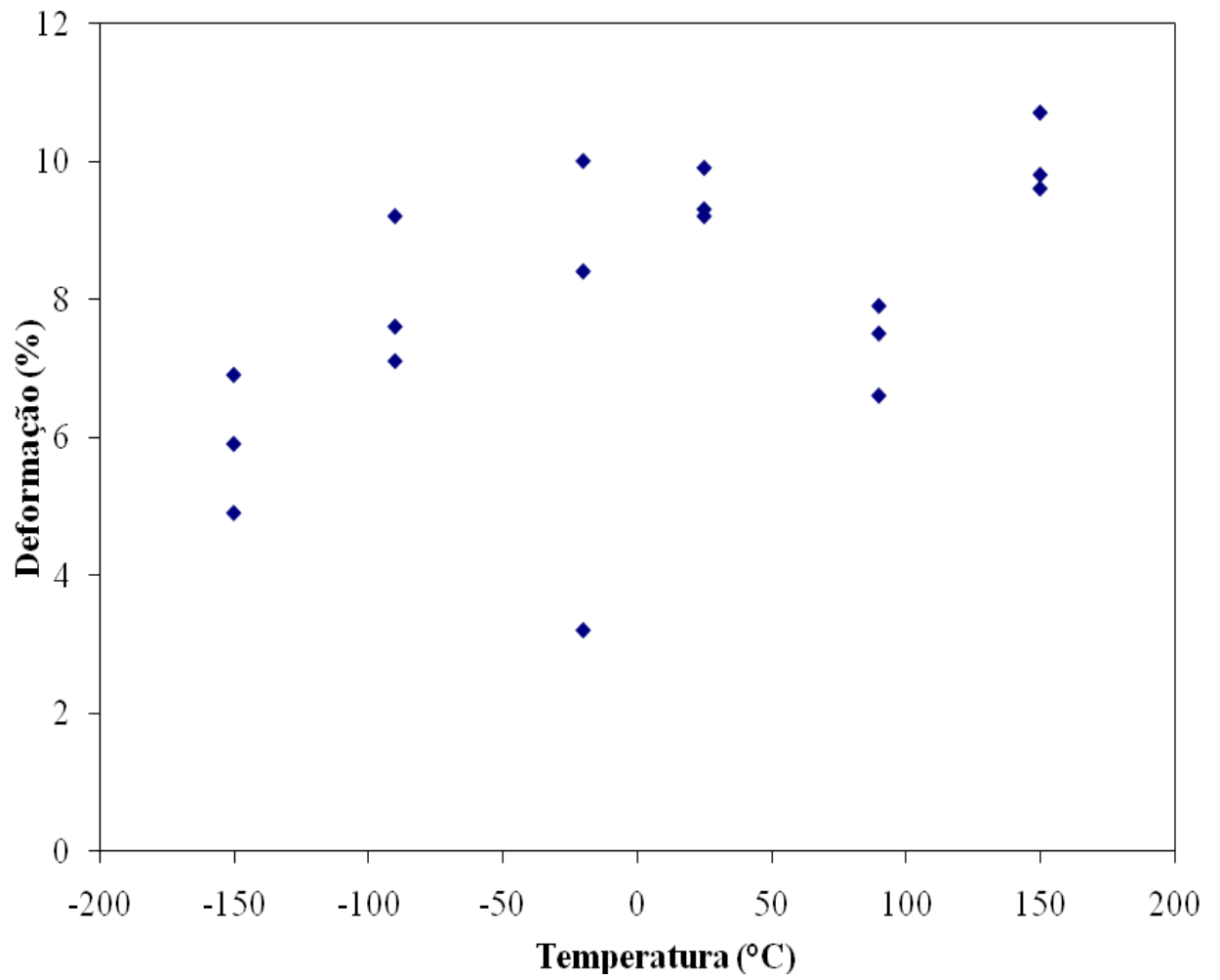


Figura 4.21. Comportamento da Deformação à Ruptura com relação à Temperatura para liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).

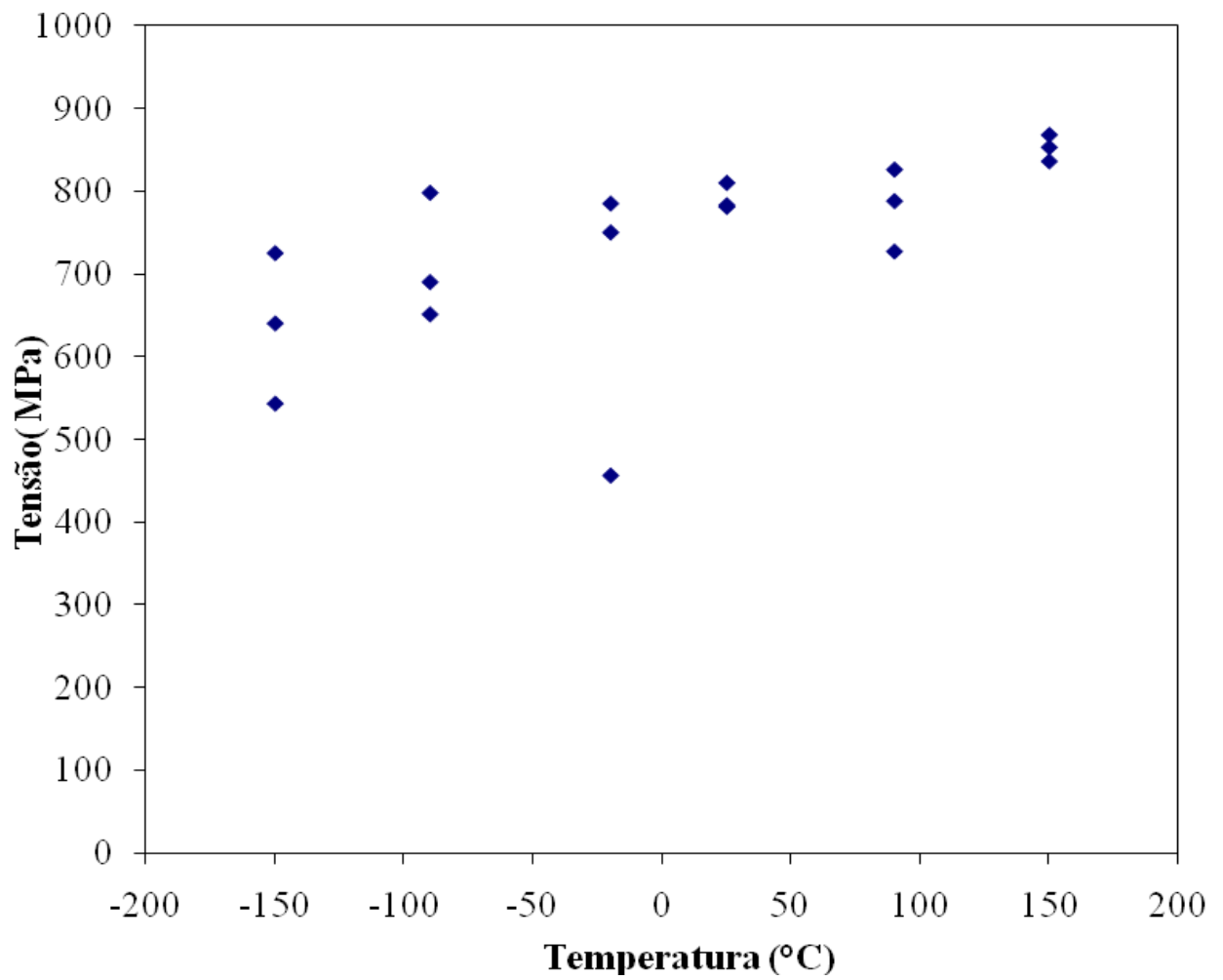


Figura 4.22. Comportamento da Tensão de Ruptura com relação à Temperatura para liga Cu-11,8%-Al-0,6%Be-0,5%Nb (% em peso).

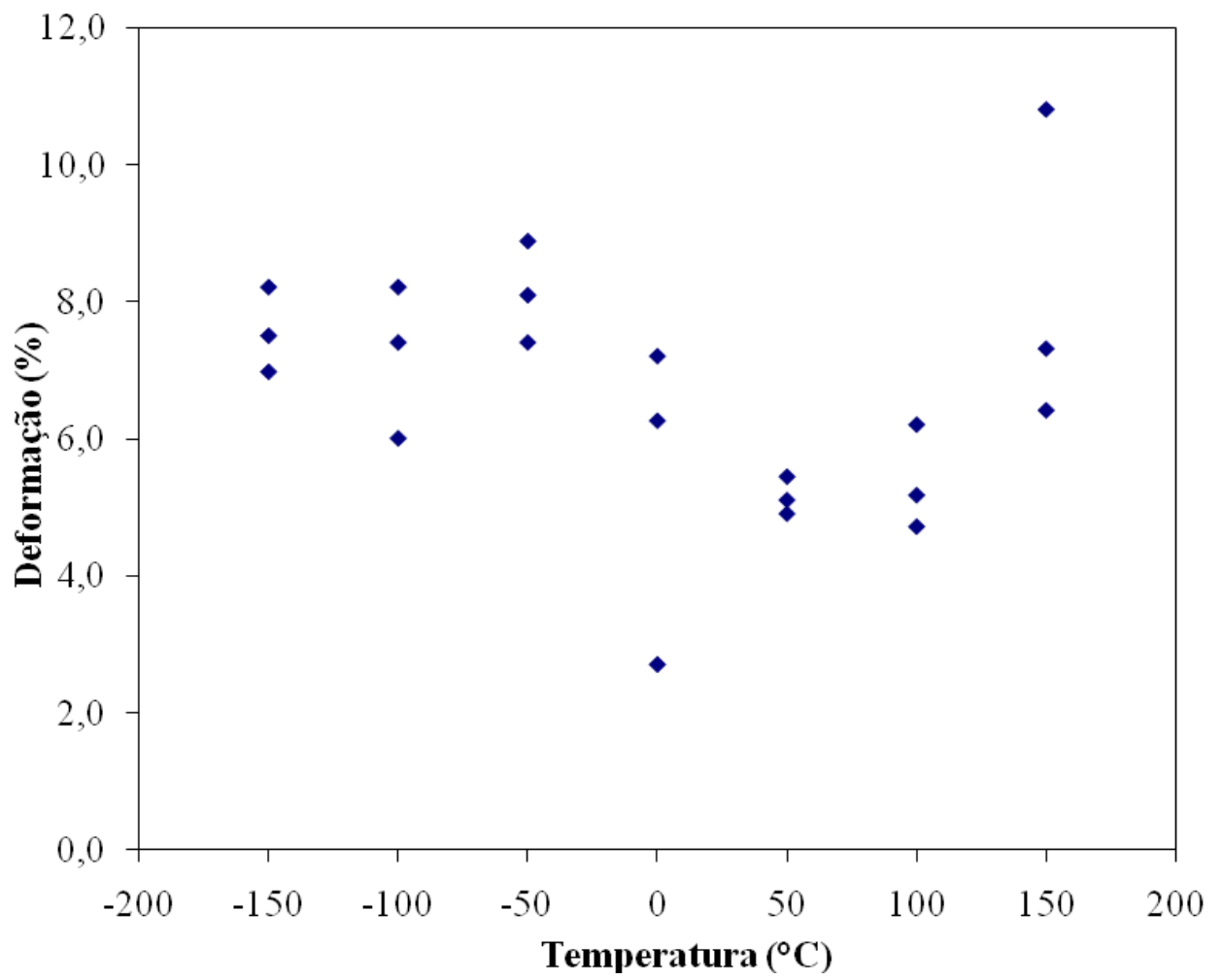


Figura 4.23. Comportamento da Deformação à Ruptura com relação à Temperatura para liga Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).

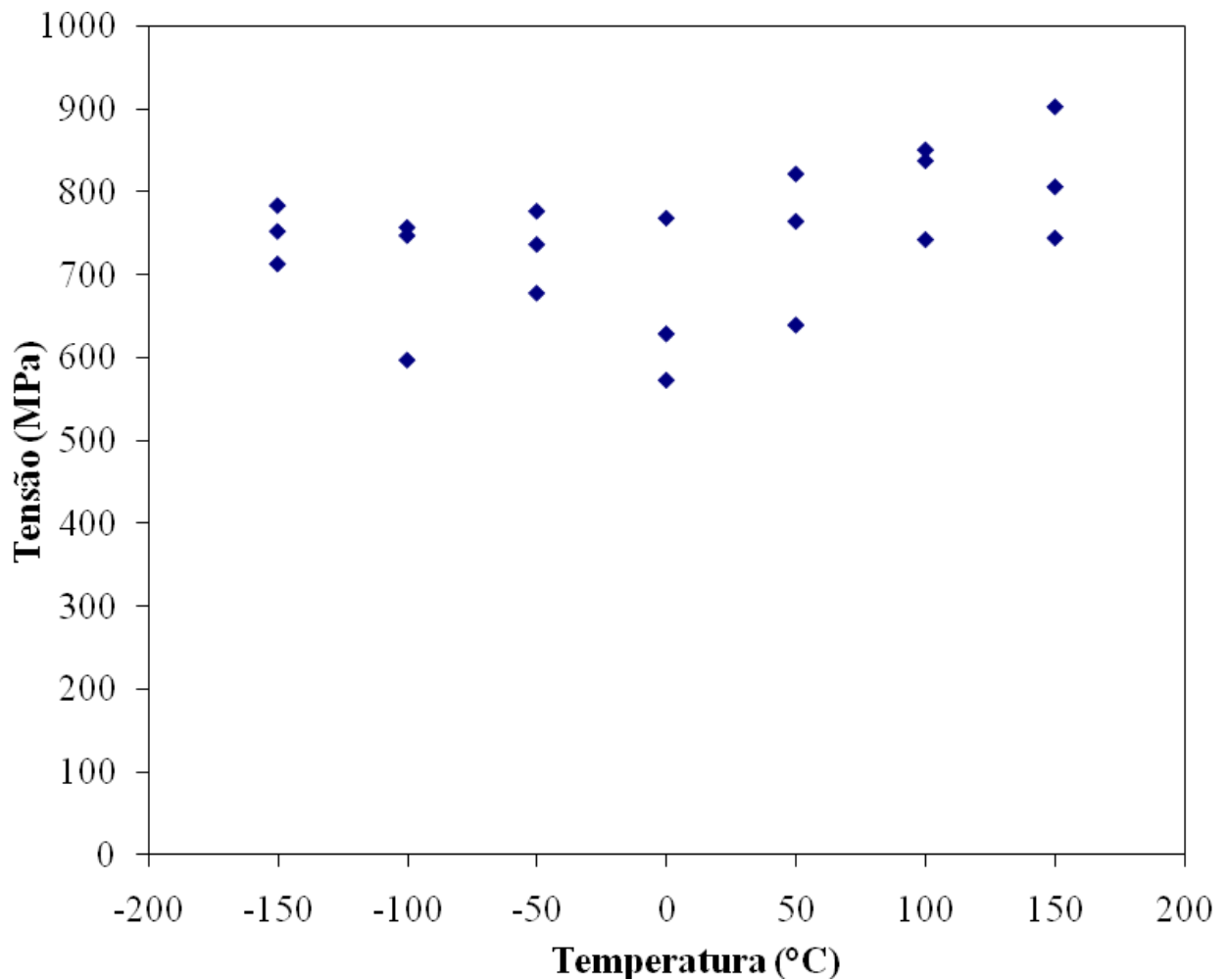


Figura 4.24. Comportamento da Tensão de Ruptura com relação à Temperatura para liga Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).

4.2.3.2. Quantificação do Efeito Memória de Forma

Nas Figuras 4.25 e 4.26 representamos os resultados dos ensaios de recuperação de forma para ensaios realizados sobre a liga com 0,60% de Be nas temperaturas de -75 e -50°C com deformações máximas impostas de 1, 2, 3 e 4%. Observa-se, que após o descarregamento há uma recuperação elástica e que logo em seguida após o aquecimento do corpo de prova este retorna às suas dimensões originais com uma deformação praticamente nula. Por exemplo, para uma deformação máxima de 4%, após a retirada da carga a deformação residual é de 2,8% indicando uma recuperação elástica de 1,2%. Ainda podemos observar que com a diminuição da temperatura é necessário uma maior tensão para impor a mesma deformação, por exemplo, para uma deformação máxima de 4% a tensão correspondente é de aproximadamente 150 MPa em T=-50°C, já na temperatura de

-75°C necessita-se de uma tensão em torno 230 MPa para impor a mesma deformação de 4%. Com relação a recuperação de forma, observa-se o percentual de recuperação elástica em relação a deformação total imposta representa algo entre 20 e 40% e que os maiores valores são preponderantes nas menores deformações. Por exemplo, no ensaio a -75°C para 1% de deformação a recuperação elástica foi de 0.40mm, ou seja, de 40%, enquanto para deformações máximas de 4% este valor é de apenas 20%. Como em todos os ensaios, após descarregamento e aquecimento do corpo de prova este voltou as suas dimensões originais (deformação = 0) pode-se afirmar que o percentual de recuperação de forma, para as deformação impostas de até 4%, é igual a deformação total menos a recuperação elástica.

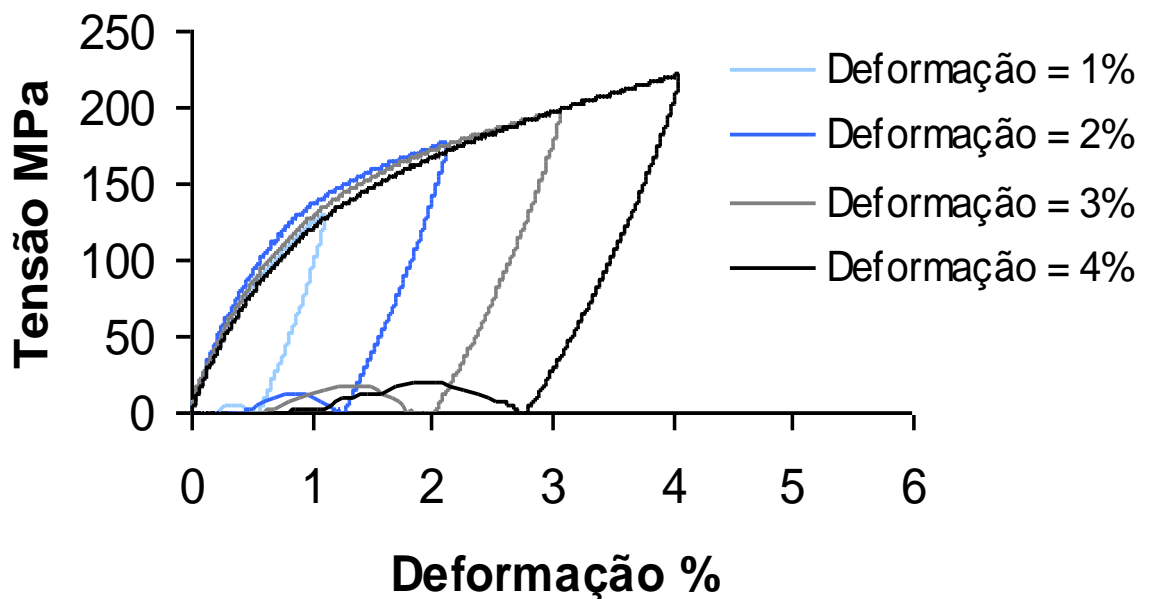


Figura 4.25. Ensaio para quantificação do efeito memória de forma Temperatura de -75°C para liga Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).

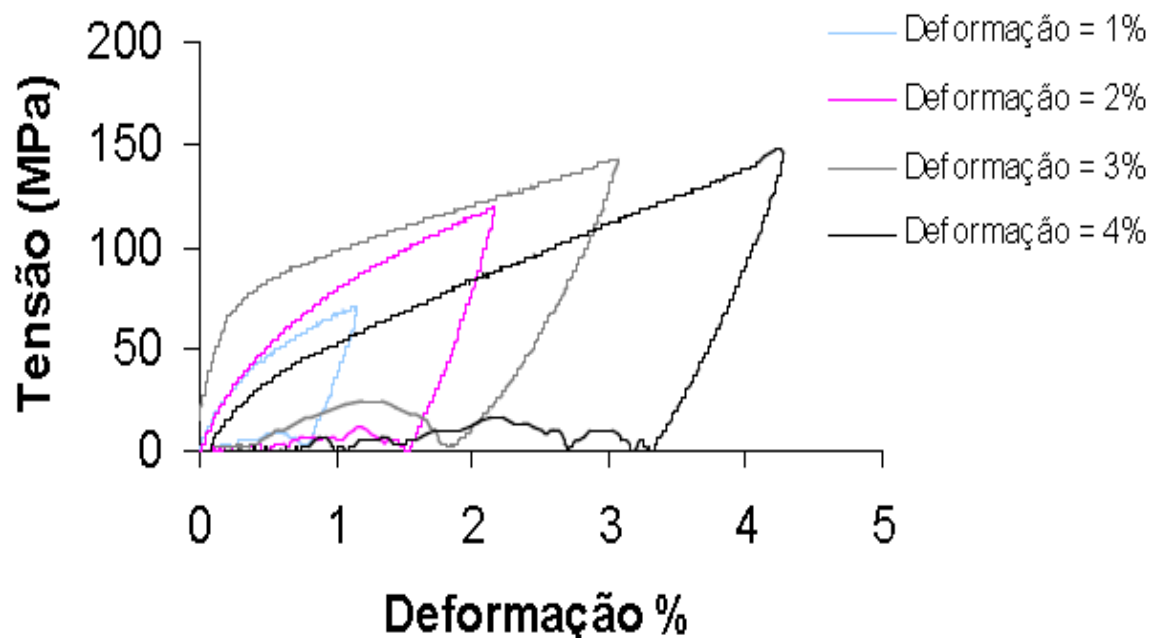


Figura 4.26. Ensaio para quantificação do efeito memória de forma Temperatura de -50°C para liga Cu-11,8%-Al-0,65%Be-0,5%Nb (% em peso).

CAPITULO V

5.1. CONCLUSÕES

Neste trabalho ligas Cu-Al-Ni e Cu-Al-Be forma elaboradas sob atmosfera ambiente e caracterizadas por microscopia, difração de R-X e Calorimetria Diferencial de varredura. Foram realizados nestas ligas ensaios de tração, recuperação de forma e superelasticidade. As conclusões são as seguintes:

- È viável a elaboração de ligas Cu-Al-Ni e Cu-Al-Be a atmosfera ambiente
- As ligas Cu-11,8%Al-0.6%Be-0,5%Nb-0,5%Ni (% em peso) apresenta para 4% de deformação, recuperação de forma em torno de 2,8% e recuperação elástica de 1,2%.
- A liga com 0,60%Be apresenta condições para a aplicação como atuadores mecânicos com temperatura de trabalho superior a ambiente e inferior a 150°C
- A liga Cu-13,8%Al-2%Ni-1%Nb (% em peso) apresenta condições para a aplicação como atuadores mecânicos com temperatura de trabalho superiores a 90°C.
- As ligas Cu-Al- Ni não são adequadas pra a aplicação com atuadores mecânicos em temperaturas iguais ou inferiores a 30°C.
- Nas ligas Cu-Al-Be- Nb o Nb atua com redutor do tamanho de grão e desta forma tem uma importante contribuição para reduzir a fragilidade destas ligas.

CAPITULO VI

6.1. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1 – Desenvolvimento de ligas Cu-Al-Be com diferentes refinadores de grãos e avaliação destes sobre as propriedades termo mecânicas das ligas.
- 2 – Determinação das propriedades termomecânicas de ligas Cu-13,8%Al-3%Ni-1%Nb (% em peso).
- 3 – Desenvolvimento de protótipos de atuadores mecânicos com ligas Cu-Al-Be e Cu-Al-Ni.
- 4 – Determinação da estrutura da martensita induzida por tensão em ligas Cu-Al-Be e Cu-Al-Ni. E correlação destas estruturas com as propriedades termo mecânicas das ligas.

CAPÍTULO VII

7. REFERÊNCIAS

- FERNANDES, FRANCISCO MANOEL BRAZ. *Ligas com Memória de Forma*, Universidade Nova Lisboa CENIMAT. Abril de 2003.
- FRANÇA, FABIO JOSÉ CARVALHO, 2009, *Martensita Induzida por Deformação da CuAlBe com Efeito Memória de Forma*, Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba.
- FUNAKUBO, H. *Shape Memory Alloys*. London: Gordon and Breach Science Publishers, 1987. pp 270, ISBN 2-88124-136-0.
- G. ZAK, A.C. KNEISSL AND G. ZATULSKIJ, "Shape memory effect in cryogenic Cu-Al-Mn alloys". *Scripta Materialia*, Vol. 34, n° 3, pp. 363-367, 1996.
- GOMES, R. M., VELOSO, A.C.R., BUONO, V.T.L., LIMA, et al. "Pseudoelasticity of Cu-13.8Al-Ni Alloys Containing V and Nb". *Advances in Science and Technology*, v. 59, p. 101-107, 2008
- GONZALEZ, C. H., 2002, *Etude des comportements electro-thermomécaniques et de la stabilisation martensitique d'alliages monocristallins à mémoire de forme base cuivre*. Tese D. Sc., INSA de Lyon, France pp. 83-95
- GUEDES, NILMÁRIO GALDINO, 2008, *Martensita Induzida por Deformação a Temperatura Ambiente na Liga de 3,5Ni – 1V – 13,8Al – Cu com Efeito, Memória de Forma*, Dissertação de mestrado, UFPB

- IBARRA, A., JUAN, J.S., BOCANEGRA, E.H., et al. “Thermo-mechanical characterization of Cu–Al–Ni shape memory alloys elaborated by powder metallurgy”. *Materials Science and Engineering*, v. 438–440, p. 782–786, 2006.
- MONTECINOS, S., CUNIBERTIA, A., SEPÚLVEDA, A. “Grain size and pseudoelastic behaviour of a Cu–Al–Be alloy”. *Materials Characterization*, v. 59, p. 117 – 123, 2008.
- K. OTSUKA AND C.M. WAIMAN, *Shape Memory Materials*, Cambridge University Press, 1988, pp 25.
- RODRIGO ARAYA, MARCO MARIVIL, CRISTÓBAL MIR, OFELIA MORONI, AQUILES SEPÚLVEDA. “Temperature and grain size effects on the behavior of CuAlBe SMA wires under cyclic loading”, *Materials Science and Engineering A.*, v. 496, p. 209–213, 2008.
- VELOSO, ANA CRISTINA RIBEIRO, 2002, *Elaboração e Caracterização de Ligas Cu-Al-Ni com efeito Memória de Forma*, Dissertação de mestrado, UFPB/BC, v 443e.