



MEDIÇÕES DE RESISTIVIDADE ELÉTRICA ACOPLADA AOS FENÔMENOS DE MEMÓRIA DE FORMA NUM MONOCRISTAL DA LIGA CU-AL-BE

Cezar Henrique Gonzalez

Groupe d'Études de Métallurgie Physique et Physique des Matériaux - GEMPPM - INSA de Lyon, Bâtiment Blaise Pascal, 20 Avenue Albert Einstein, 69621 - Villeurbanne, France. Cezar.Gonzalez@insa-lyon.fr

Carlos José de Araújo

Universidade Federal da Paraíba, Departamento de Engenharia Mecânica, Caixa Postal: 10069, Campina Grande -PB, Brasil. Carlos@dem.ufpb.br

Michel Morin, Gerard Guénin

Groupe d'Études de Métallurgie Physique et Physique des Matériaux - GEMPPM - INSA de Lyon, Bâtiment Blaise Pascal, 20 Avenue Albert Einstein, 69621 - Villeurbanne, France.

Resumo: *Os comportamentos das curvas de variação de resistividade elétrica em ensaios de tração foram analisadas em função da condição do estado inicial de um monocristal da liga Cu-Al-Be (fases austenítica, martensítica e mista). Os ensaios eletro-mecânicos do monocristal indicam a susceptibilidade das medições de resistividade elétrica aos mecanismos da transformação martensítica termoelástica ativados por deformação (indução de tipos de martensitas diferentes e processo de reorientação das variantes). A variação de resistividade elétrica obtida para formação de um monovariante de martensita é diferente da martensita transformada por auto-acomodação. A formação do monovariante de martensita por processos distintos indica que as variações de resistividade elétrica em cada processo são equivalentes.*

Palavras-chave: *efeito memória de forma, transformação martensítica termoelástica, resistividade elétrica, superelasticidade, reorientação das variantes de martensita.*

1. INTRODUÇÃO

A resistividade elétrica (RE) é uma das técnicas experimentais mais utilizadas nas investigações das ligas com memória de forma (LMF), devido principalmente a sua versatilidade de emprego e a sua susceptibilidade para detectar as modificações sofridas pela estrutura cristalina (Ahlers, 1986). Esta técnica permite determinar as temperaturas de transformação as quais podem ser afetadas por tratamentos térmicos, ciclagem térmica e estabilização das fases austenítica e martensítica, resultando na degradação das propriedades de memória de forma e, conseqüentemente, restringindo o potencial tecnológico das LMF (Stice et al, 1982; Mantel et al, 1986; Janssen et al, 1982 e Tsuchiya et al, 1994).

Recentemente, medições de RE foram acopladas aos fenômenos de efeito memória de forma (EMF), que formam um conjunto de eventos: efeito memória de forma simples, efeito memória de forma reversível, superelasticidade e comportamento tipo borracha (Airoldi et al. 1992; De Araujo et al., 1999). Estes fenômenos envolvem variações de temperatura e aplicação de deformação sob

tensão, que provocam modificações da estrutura, deslocamento das interfaces, reorientação das variantes de martensita e introdução e/ou rearranjo dos defeitos cristalinos (Pozzi *et al.*, 1999). O comportamento da *RE* acoplada aos eventos de *EMF* pode fornecer informações relacionadas à evolução dos fenômenos físicos e as influências dos micromecanismos associados à deformação. Testes do efeito memória de forma reversível em ligas de base Ti-Ni possibilitaram distinguir as principais contribuições às medições de resistência elétrica, sendo deduzida uma equação a partir da lei generalizada de *Ohm* aplicada a um fio condutor isotrópico (Airoldi *et al.*, 1995; De Araujo, 1999). No entanto, outras contribuições podem influenciar as medições de *RE* em função do tipo de ensaio, do material e de condições específicas (tratamentos termomecânicos).

Este trabalho realiza testes no domínio tensão-deformação (σ - ϵ) acoplados as medições de *RE* em um monocristal da *LMF* Cu-Al-Be, com o corpo de prova nas fases austenítica, martensítica e misto (parcialmente transformada). Os comportamentos apresentados pela *RE* são comparados às características dos ensaios mecânicos e analisados em função dos mecanismos ativados em cada teste.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A liga Cu-12,0Al-0,42Be (wt%) foi elaborada à partir dos metais puros de cobre e alumínio (99,99%) e da liga binária Cu-2,15Be (wt%) em um forno de indução à 1100°C. O monocristal foi preparado sob a forma de um cilindro pelo método de Brigman modificado. O lingote foi usinado em uma máquina de eletro-erosão obtendo-se os corpos de prova com as seguintes dimensões: comprimento útil = 10 mm, largura = 3 mm e espessura = 1 mm. A camada superficial deformada foi eliminada por ataque químico em uma solução aquosa com 10% HNO₃. As amostras foram submetidas ao seguinte tratamento térmico: 850°C por 15 min e resfriamento em água a 25°C (têmpera), para reter a fase β de alta temperatura, seguido por revenido em água a 100°C durante 1h, com o objetivo de eliminar lacunas em supersaturação introduzidas pela têmpera e estabilizar a ordem da fase austenítica (β_1).

A máquina de tração utilizada para foi desenvolvida nos laboratórios do *INSA* de Lyon, com concepção especialmente voltada para estudos específicos das *LMF* (Bigeon *et al.*, 1995). O acionamento pneumático da máquina permite que a carga seja aplicada diretamente sobre o corpo de prova, sem atritos externos. A máquina é equipada com célula de carga de 100daN e um extensômetro com resolução de 0,02% que pode ser diretamente fixado ao comprimento útil da amostra. Os testes foram conduzidos a uma taxa de deformação constante de 0,2%/min. A temperatura da amostra é mantida homogênea e constante por intermédio de um sistema de controle da temperatura, com variação máxima da ordem de $\pm 0,1^\circ\text{C}$.

As medições de *RE* acopladas ao ensaio de tração foram realizadas pelo método dos quatro terminais. Neste caso, uma corrente estabilizada (0,5A) passa através da amostra e a diferença de potencial (ΔV) é medida no comprimento útil do corpo de prova. As variações de resistência elétrica são atribuídas as alterações geométricas do corpo de prova e aos processos associados às transformações de fases. A contribuição das alterações geométricas provocadas pela deformação pode ser eliminada admitindo-se que a transformação martensítica termoelástica se processa a volume constante. A resistência elétrica (*R*) é dada por:

$$R = \rho \cdot \left(\frac{l}{s}\right) \quad (1)$$

onde ρ é a resistividade elétrica, l e s são o comprimento e a seção do corpo de prova, respectivamente. A variação da resistência é expressa pela derivada da equação (1):

$$\frac{dR}{R} = \frac{d\rho}{\rho} + \frac{dl}{l} - \frac{ds}{s} \quad (2)$$

O volume do corpo de prova é $v = l \cdot s$, cuja variação durante a transformação corresponde a:

$\frac{dv}{v} = \frac{dl}{l} + \frac{ds}{s}$. A condição de transformação à volume invariável impõe: $\frac{dv}{v} = 0$, assim: $\frac{dl}{l} = -\frac{ds}{s}$, onde

$\frac{dl}{l}$ corresponde à deformação longitudinal do corpo de prova (ϵ). Substituindo estas considerações na equação (2), obtém-se à expressão para a variação de RE ($\frac{\Delta\rho_\epsilon}{\rho_{\epsilon_0}}$):

$$\frac{\Delta\rho_\epsilon}{\rho_{\epsilon_0}} = \frac{\Delta R_\epsilon}{R_{\epsilon_0}} - 2 \cdot \epsilon \quad (3)$$

onde os índices de ρ e R representam os valores a uma deformação qualquer ϵ e para a deformação nula ϵ_0 na temperatura do ensaio.

3. RESULTADOS

As medições de RE foram empregadas no estudo da transformação martensítica obtida por indução térmica e por tensão ($T > A_f$), e para a deformação da fase martensítica ($T < M_f$) e do estado misto, onde coexistem frações de austenita e de martensita no corpo de prova ($M_f < T < M_s$ e $A_s < T < A_f$). As setas na figura 1 indicam as temperaturas dos ensaios tensão-deformação (σ - ϵ). O corpo de prova foi aquecido a 100°C após os testes realizados em temperaturas inferiores a A_f , a fim de eliminar a deformação residual.

3.1. Transformação Térmica

A figura 1 mostra a variação de RE da liga Cu-Al-Be quando submetida à ciclagem térmica entre -30 e 60°C, representada pela curva $\Delta\rho/\rho_0$ - T , onde ρ_0 é a RE da amostra a 100°C (austenita). A curva da figura 1 indica que a RE do polivariante de martensita apresenta uma variação de cerca de 20% em relação à fase austenítica, com as seguintes temperaturas críticas de transformação: $M_s = 9^\circ\text{C}$, $M_f = -11^\circ\text{C}$, $A_s = 2^\circ\text{C}$, $A_f = 18^\circ\text{C}$ e histerese térmica de 7°C ($H_T = M_s - A_s$). As temperaturas foram determinadas pela regra das tangentes aplicada a curva da figura 1, cujos valores foram confirmados por análise térmica diferencial (calorimetria - ATD).

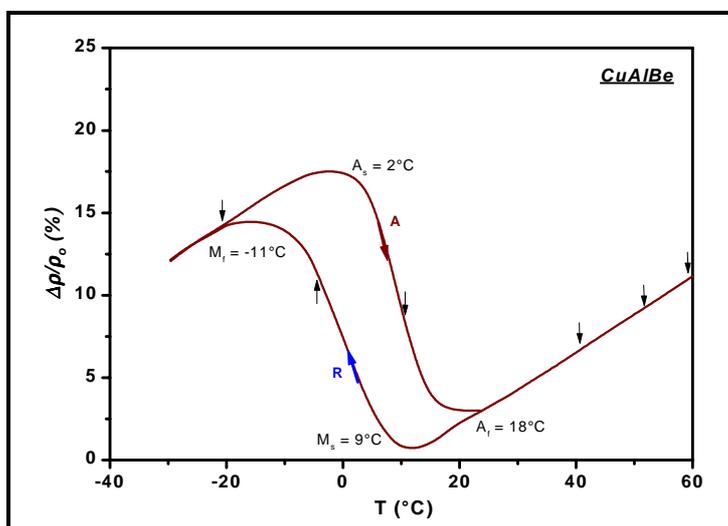


Figura 1. Transformação térmica da liga Cu-Al-Be.

Quando a amostra atinge a temperatura M_s durante o resfriamento, tem início a transformação martensítica direta que ocorre pelo processo de auto-acomodação das variantes. As plaquetas de martensita, denominadas de variantes, podem se formar em 24 diferentes orientações cristalográficas distintas, de maneira a acomodar as deformações entre elas (Delaey et al., 1974). Ao atingir a temperatura M_f , o cristal formado é chamado de polivariante de martensita. A estrutura martensítica desta liga Cu-Al-Be é ortorrômbica (TFC) com falha de empilhamento 18R,

representada por β_I . No aquecimento ocorre a transformação inversa, cujas temperaturas do início e final da transformação são representadas por A_S e A_f , respectivamente. A fase austenítica possui estrutura CCC do tipo super-rede DO_3 designada por β_I .

3.2. Teste da Fase Martensítica

Para este teste, o corpo de prova é deformado no estado martensítico polivariante ($T < M_f$). Na figura 2 são apresentadas as curvas σ e $\Delta\rho_\varepsilon/\rho_{\varepsilon_0}$ em função da ε para o teste realizado a -20°C . A amostra foi deformada até cerca de 7% com variação da RE de 12% à uma taxa linear de 1,3, representada por $p = \frac{d(\Delta\rho_\varepsilon / \rho_{\varepsilon_0})}{d\varepsilon}$. No descarregamento, a amostra apresenta uma deformação residual de 6,3%, que pode ser recuperada pelo aquecimento da amostra à temperaturas superiores a A_f .

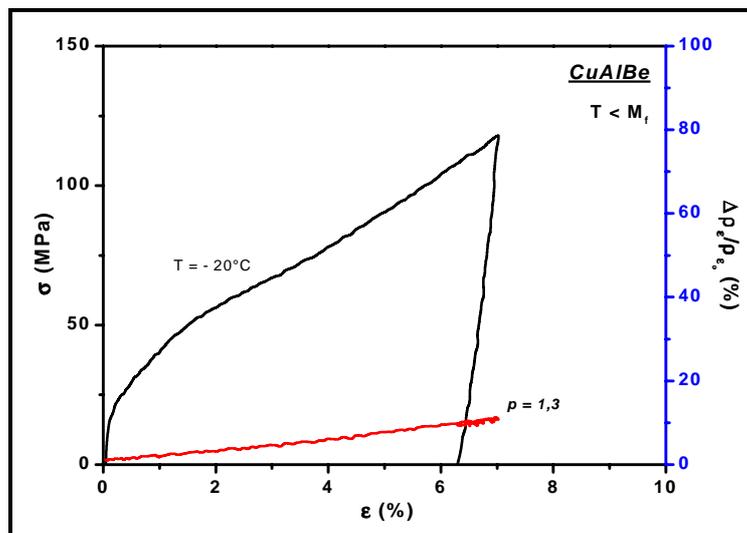


Figura 2. Curvas σ e $\rho_\varepsilon/\rho_{\varepsilon_0} \times \varepsilon$ do teste na fase martensítica da liga Cu-Al-Be.

A figura 3 esquematiza este mecanismo, conhecido por efeito memória de forma simples. Inicialmente, a martensita é formada termicamente por auto-acomodação das variantes, sem deformação macroscópica (Delaey et al., 1974). A aplicação da tensão promove o crescimento da variante favorecida pelas configurações geométricas em detrimento das demais (Otsuka et al., 1986). O processo de reorientação das variantes de martensita é caracterizado pelo movimento das interfaces martensita/martensita, onde a variante νI torna-se dominante na configuração ilustrada pela figura 3. Ao fim da aplicação da tensão, o cristal torna-se deformado e preferencialmente orientado no sentido da tensão, resultando num monovariante de martensita semelhante ao obtido por superelasticidade. O processo de reorientação estabiliza as variantes, resultando em uma deformação residual, que pode ser recuperada por aquecimento durante a retransformação à fase austenítica.

Normalmente, a deformação da fase martensítica é realizada a baixas tensões, devido à mobilidade das interfaces martensita/martensita (Delaey et al., 1974). A liga Cu-Al-Be apresenta tensões relativamente altas em comparação as demais LMF. Este comportamento foi relacionado a estabilização martensítica, que diminui a mobilidade das interfaces (Baron, 1998). A variação de RE observada neste teste corresponde ao processo de reorientação das variantes de martensita.

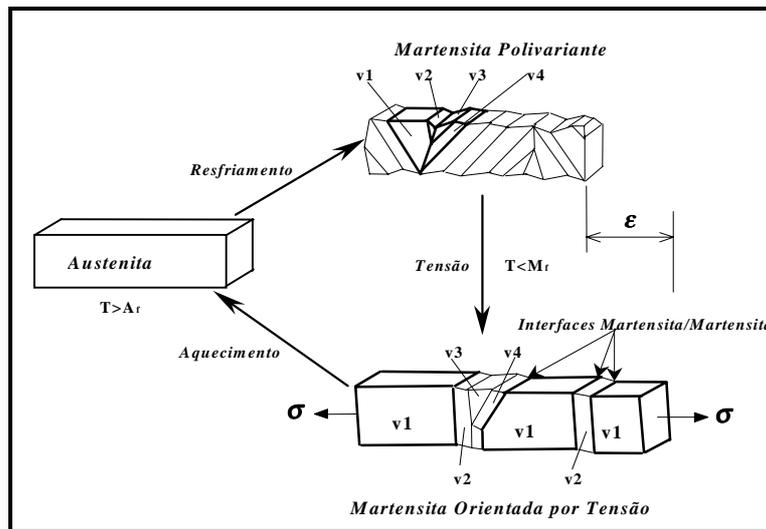


Figura 3. Esquema do efeito memória de forma simples.

3.3. Teste de Superelasticidade

As LMF submetidas a aplicação de tensão na fase austenítica ($T > A_f$) atingem altos valores de deformação reversível (cerca de 10% no caso dos monocristais), recuperável no descarregamento. A superelasticidade destas ligas é resultante da transformação martensítica termoelástica induzida por tensão (MIT). A morfologia da transformação é apresentada nas micrografias da *figura 4* para diversos níveis de deformação. Inicialmente são formadas finas plaquetas de martensita que crescem e coalescem durante a aplicação da tensão. As interfaces austenita/martensita possuem a mesma direção, indicando que apenas uma variante de martensita é acionada (monovariante). A orientação cristalográfica desta variante, denominada de preferencial, depende essencialmente da relação de Schmid (teoria da tensão de cisalhamento crítica) (Otsuka et al., 1976; Schroeder et al., 1979).

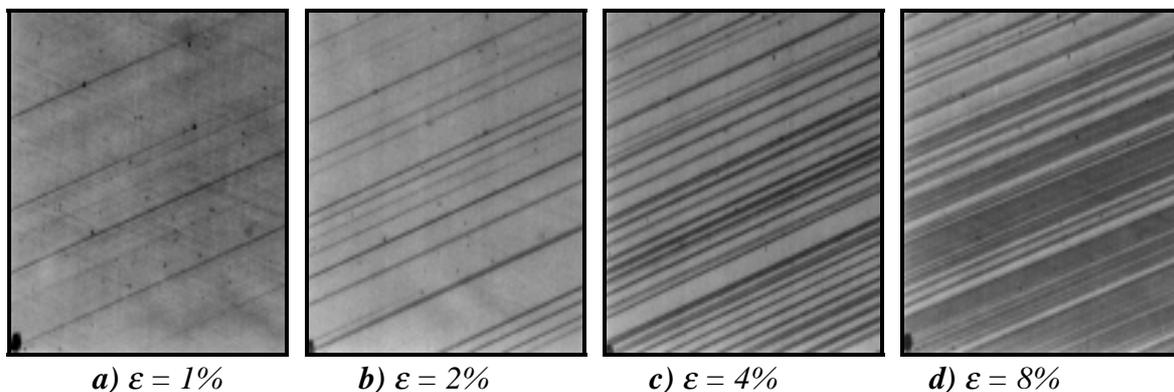


Figura 4. Micrografias da seqüência da transformação martensítica induzida por tensão na liga Cu-Al-Be. Sentido da aplicação da tensão: vertical. Aumento 15X.

A *figura 5* apresenta as curvas σ e $\Delta\rho_\varepsilon/\rho_\sigma$ em função da ε para os testes de superelasticidade realizados na liga Cu-Al-Be a 40, 50 e 60°C ($T > A_f$). O comportamento linear inicial nas curvas σ - ε corresponde à deformação elástica da fase austenítica. Quando a tensão crítica de indução da transformação MIT é alcançada, a amostra começa a apresentar uma deformação pseudoplástica. A região do plateau de tensão ($\sigma \approx \text{constante}$) corresponde ao deslocamento das interfaces durante a formação do monovariante de martensita. No caso dos monocristais apenas um sistema de cisalhamento é ativado, cuja deformação máxima de transformação também depende da orientação cristalográfica do cristal (Otsuka et al., 1986). No descarregamento ocorre a transformação inversa

que apresenta duas características: histerese em tensão (diferença entre as transformações direta e inversa - H_σ) e ausência de deformação residual aparente. As curvas $\Delta\rho\varepsilon/\rho\varepsilon_0$ apresentadas na *figura 5* foram deslocadas ao longo do eixo y, uma vez que elas se superpõem. As pequenas diferenças de valores nos ensaios foram atribuídas à reorientação dos defeitos cristalinos e a pequenas flutuações da temperatura (Airoldi et al., 1995). O efeito da temperatura consiste essencialmente na alteração do valor de referência (ρ_{ε_0} – ver transformação térmica), sem afetar a variação de RE da transformação. Assim, as características elétricas dos testes de superelasticidade são praticamente constantes e independem da temperatura do ensaio. Ao contrário do comportamento mecânico, as curvas de RE não apresentam histerese entre as transformações direta e inversa, e as taxas não variam com a temperatura do teste.

A tensão para induzir a martensita aumenta linearmente com a temperatura do teste enquanto a histerese em tensão permanece constante ($H_\sigma = 12$ MPa), conforme indica a *figura 6*. Este comportamento da tensão da MIT em função da temperatura ($\frac{d\sigma_c}{dT}$) é descrita através da equação termodinâmica de Clausius-Clapeyron adaptada aos fenômenos memória de forma (Warlimont et al., 1974):

$$\frac{d\sigma_c}{dT} = \frac{\Delta H^{A \rightarrow M} \cdot \rho}{T_o \cdot \varepsilon_t} \quad (4)$$

onde σ_c é a tensão crítica para indução da martensita, $\Delta H^{A \rightarrow M}$ é o calor latente da transformação (entalpia), ρ é a massa específica do material, T_o é a temperatura de equilíbrio da transformação e ε_t é a deformação máxima de transformação.

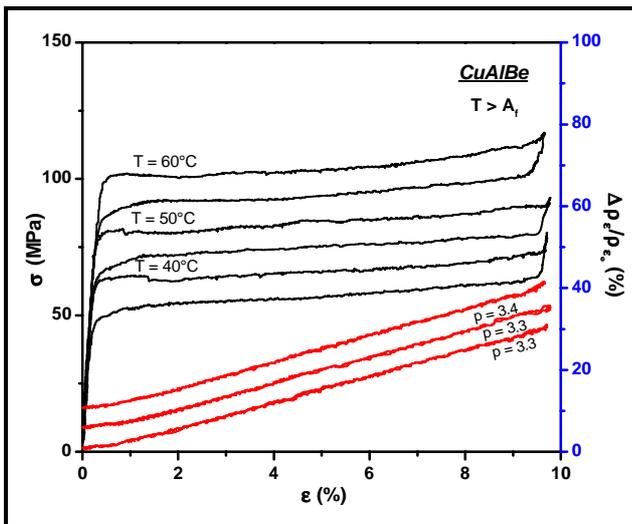


Figura 5. Testes superelásticos com medição de RE acoplada para a liga Cu-Al-Be.

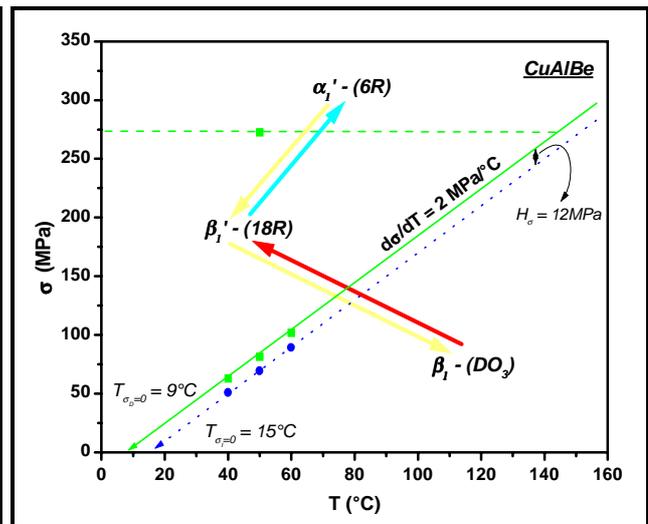


Figura 6. Diagrama σ - T das transformações induzidas por tensão do Cu-Al-Be.

A *figura 6* apresenta o diagrama do tipo σ - T representativo das transformações martensíticas induzidas por tensão, construído a partir dos testes realizados na liga Cu-Al-Be. A relação termodinâmica para a transformação $\beta_I \leftrightarrow \beta_I'$ foi de 2 MPa/°C, taxa normalmente obtida para as LMF de base cobre. A temperatura de 9°C é obtida pela extrapolação da reta da relação à tensão nula, que corresponde ao M_S estabelecido pela transformação térmica (*figura 1*). A histerese de tensão nestes testes é de 12 MPa, que corresponde a uma histerese térmica de 6°C para a taxa obtida pela *equação 4* ($H_T = 7^\circ\text{C}$).

A RE varia linearmente com a deformação nos ensaios mostrados na *figura 5*. Este comportamento é devido a contribuição à RE da fração de martensita formada à medida que as interfaces se deslocam durante a aplicação da tensão. A variação de RE obtida nos testes foi de 31%

para a deformação reversível da MIT ($\epsilon_t = 9,5\%$), à taxa de 3,3. Esta proporcionalidade da RE com a deformação para a formação do monovariante pode ser expressa pela equação (5):

$$\frac{\Delta\rho_\epsilon}{\rho_{\epsilon_0}} = \frac{(\rho_a - \rho_m)}{\rho_a} = p \cdot \epsilon \quad (5)$$

onde ρ_a e ρ_m representam respectivamente as resistividades das fases austenítica e martensítica, ϵ é a deformação e p é a taxa característica.

3.3.1. Transformações Martensíticas Sucessivas

As LMF podem apresentar transformações martensíticas sucessivas induzida pela tensão aplicada. A sequência das transformações depende principalmente da composição química do material e da temperatura do teste (Otsuka et al., 1986). A sequência apresentada pela liga Cu-Al-Be deste trabalho é: $\beta_I \Leftrightarrow \beta_I' \Leftrightarrow \alpha_I'$, conforme esquematizado no diagrama da figura 6. O teste das transformações sucessivas realizado à temperatura de 50°C é apresentado na figura 7. Os mecanismos de cada estágio na curva tensão-deformação são descritos na tabela 1.

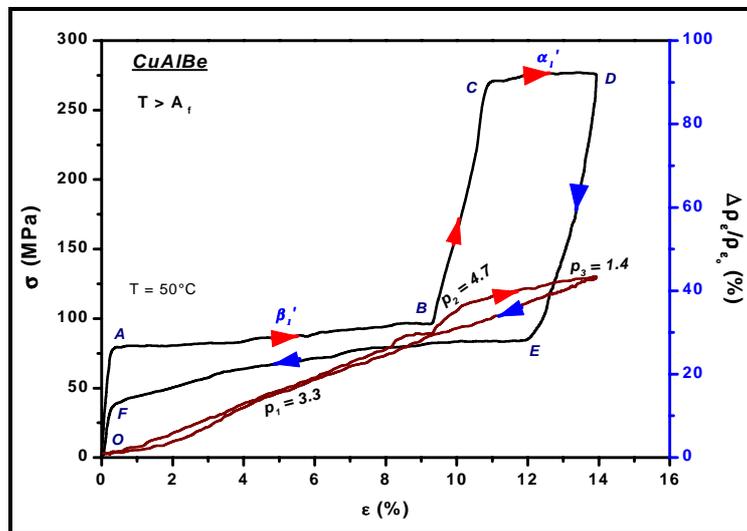


Figura 7. Comportamento termomecânico das transformações martensíticas sucessivas da liga Cu-Al-Be testada à 50°C.

Na curva da figura 7, inicialmente a austenita é deformada elasticamente (estágio OA). Durante o estágio AB é formada a martensita β_I' , que corresponde à região de tensão aproximadamente constante na curva σ - ϵ . O terceiro estágio, BC, corresponde à deformação elástica do monovariante β_I' e ao processo de nucleação da martensita α_I' . Este processo se efetua por reorientação do sistema de cisalhamento, sendo acompanhado por nucleações sucessivas de loops de discordâncias parciais e sua subsequente expansão (Schroeder et al., 1978; Otsuka et al., 1979). Este estágio apresenta altas variações de tensão e da taxa de RE ($p_2 = 4,7$), indicando a presença dos mecanismos citados acima. O estágio CD corresponde a indução da martensita α_I' , caracterizada pela segunda região de tensão aproximadamente invariável na curva σ - ϵ (≈ 275 MPa). O comportamento da curva de RE é novamente modificado em relação aos estágios precedentes, apresentando a menor taxa ($p_3 = 1,4$).

No descarregamento, a tensão diminui abruptamente, provocando uma grande histerese durante a transformação inversa. A curva de RE também apresenta uma histerese que é atribuída a coexistência dos dois tipos de martensita no descarregamento. Essas histereses são provocadas pelas diferenças das energias (calor latente) entre as fases (Schroeder et al., 1978; Otsuka et al., 1979; Otsuka et al., 1986). Os diferentes comportamentos (taxas de variação) da curva de RE a cada

estágio das transformações sucessivas comprovam a susceptibilidade da *RE* as alterações da estrutura cristalina e aos mecanismos da transformação martensítica induzida pela tensão aplicada.

Tabela 1. Características das transformações martensíticas sucessivas da liga Cu-Al-Be.

Estágios	Descrição	Parâmetros			
		ϵ (%)	σ (MPa)	$\Delta\rho_{\epsilon}/\rho_{\epsilon_0}$ (%)	p
OA	Região da deformação elástica da austenita	< 0,4	< 80	< 0,5	-
AB	Transformação martensítica $\beta_I \Rightarrow \beta_I'$	0,4 - 9,5	≈ 80	31	3,3
BC	Região de deformação elástica da martensite β_I' e mecanismo de reorientação p / induzir a martensite α_I'	9,5 - 10,5	80 - 275	6	4,7
CD	Transformação martensítica $\beta_I' \Rightarrow \alpha_I'$	10,5 - 14	≈ 275	5	1,4
DE	Descarregamento	14 - 12	275 - 75	-	-
EF	Transformações inversas $\alpha_I' \Rightarrow \alpha_I' + \beta_I' \Rightarrow \beta_I$	12 - 0,4	75 - 35	-	-
FO	Descarregamento elástico	< 0,4	< 35	-	-

3.4. Testes no Estado Misto

Os experimentos precedentes mostraram que a *RE* apresenta diferentes comportamentos em função dos mecanismos envolvidos a partir do estado (estrutura) inicial da amostra. Nos testes da figura 8, o corpo de prova foi parcialmente transformado termicamente, com a estrutura inicial contendo frações das fases austenítica e martensítica (estado misto). No teste da figura 8(a) o corpo de prova foi resfriado à -5°C , correspondente ao intervalo das temperaturas críticas da transformação martensítica direta ($M_S > T > M_f$). No caso do ensaio da figura 8(b) a amostra foi resfriada abaixo do M_f e reaquecida até 10°C , correspondente ao intervalo das temperaturas críticas da transformação inversa ($A_S < T < A_f$).

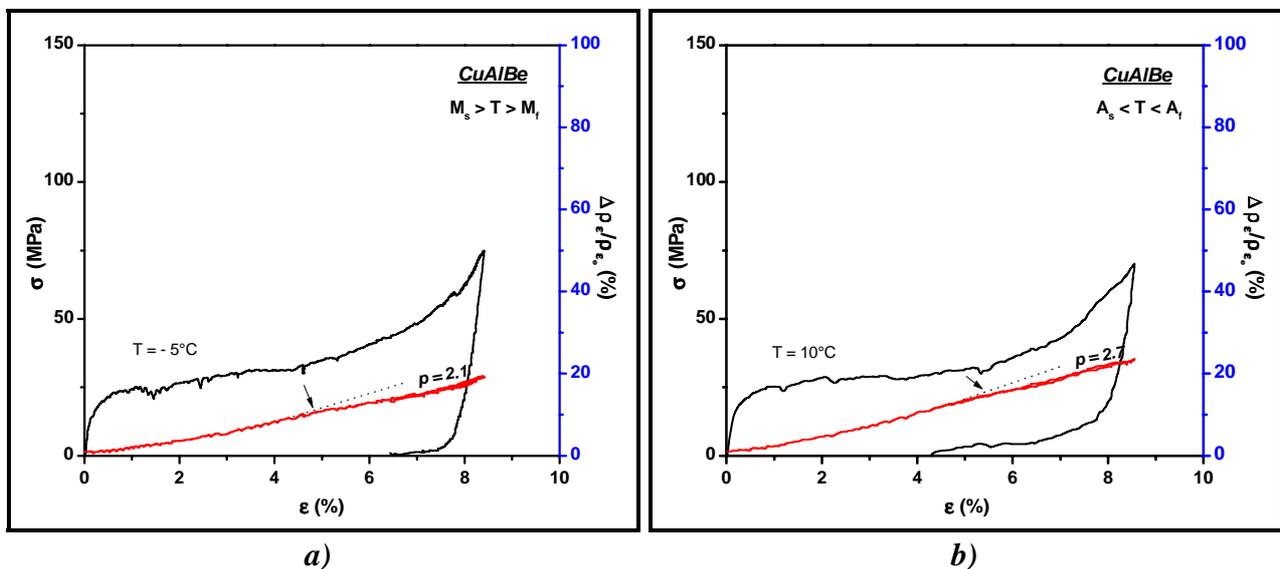


Figura 8. Curvas σ e $\rho_{\epsilon}/\rho_{\epsilon_0}$ - ϵ dos ensaios nos intervalos de transformação de fase da liga Cu-Al-Be. (a) Teste realizado a $T = -5^{\circ}\text{C}$. (b) Teste realizado a $T = 10^{\circ}\text{C}$.

As curvas σ - ϵ apresentam inicialmente uma região de pequena variação de tensão, semelhantemente aos ensaios superelásticos. Porém, a uma determinada deformação (4,5% e 5,4%, respectivamente) a tensão começa a aumentar. As características das curvas de tração indicam que a fração austenítica da amostra é transformada por tensão inicialmente (formação parcial da MIT), devido à tensão aproximadamente constante e inferior ao teste em fase martensítica. Em seguida,

ocorre o processo de reorientação das variantes de martensita (polivariante e talvez da *MIT*), com conseqüente aumento da tensão. As transformações inversas apresentam recuperações de deformação diferentes (6,3% e 4,2% de ϵ residual), pois provavelmente a fração de martensita polivariante inicial seja mais facilmente estabilizada em comparação a *MIT*. No teste da *figura 8(a)*, a amostra contém inicialmente maior fração da fase martensítica (ver *figura 1*).

As curvas de *RE* atingem variações entre 19 e 24%, superiores ao teste em fase martensítica e inferiores aos valores obtidos dos testes em fase austenítica, com as taxas de *RE* (*p*) seguindo a mesma tendência. O comportamento linear é afetado simultaneamente às alterações da tensão, representadas pela presença das inflexões nas curvas (joelhos – alteração da taxa *p*). Estas inflexões podem ser interpretadas como a transição entre os processos de indução e de reorientação da martensita. Nestes testes, as taxas diminuem de valores segundo a fração de martensita inicial e na presença do processo de reorientação. Estes resultados mostram a sensibilidade da *RE*, cujas variações máximas e taxas *p* variam segundo as frações das fases presentes no estado inicial da amostra e com os processos envolvidos durante a deformação.

4. DISCUSSÃO

Os resultados das medições de *RE* dos testes de transformação térmica, de deformação da fase martensítica e de superelasticidade da liga Cu-Al-Be são resumidos na *tabela 2*. A operação **A** corresponde a formação da martensita polivariante à partir do monocristal de austenita. A deformação deste polivariante corresponde à operação **B**, cujo resultado é a formação de um monovariante de martensita orientado pela tensão através do processo de reorientação das variantes. Este monovariante pode ser obtido diretamente pela aplicação de tensão em um monocristal de austenita, como ocorre nos testes superelásticos (operação **C**). Assim, existe duas maneiras (caminhos) para induzir a formação de um monovariante de martensite, como ilustra a *figura 9*.

Tabela 2. Variações de resistividade elétricas dos procesos

<i>Operação</i>	<i>Processo</i>	$\Delta\rho/\rho_0$ (%)
A	Transformação Térmica (austenita \Rightarrow martensita polivariante)	20
B	Processo de Reorientação das Variantes (polivariante \Rightarrow martensita orientada por tensão)	12
C	Superelásticidade (austenita \Rightarrow monovariante de martensita)	31
D	A + B \approx C (monovariante de martensita)	32

Uma correspondência é evidenciada pela análise das variações de *RE* das operações que resultam na formação do monovariante de martensita. A variação de *RE* da operação **D**, que representa a soma das operações **A+B** na *tabela 2*, é equivalente à variação de resistividade registrada nos ensaios superelásticos (operação **C**). As pequenas diferenças nestes valores podem ser atribuídas ao fato que a sucessão das operações **A+B** não resultem em um monovariante perfeito, com algumas interfaces e variantes com orientação diferente daquela da variante preferencial. Esta correspondência também pode ser verificada pelos comportamentos eletromecânicos dos ensaios no estado misto, onde as tensões, as variações e as taxas de *RE* dependem da contribuição dos mecanismos que intervêm nas frações das fases iniciais da amostra. Esta análise mostra que a resistividade da amostra no estado martensítico polivariante é diferente para a mesma amostra no estado monovariante. Este fato pode ser explicado pela importante anisotropia de resistividade elétrica do cristal de martensita.

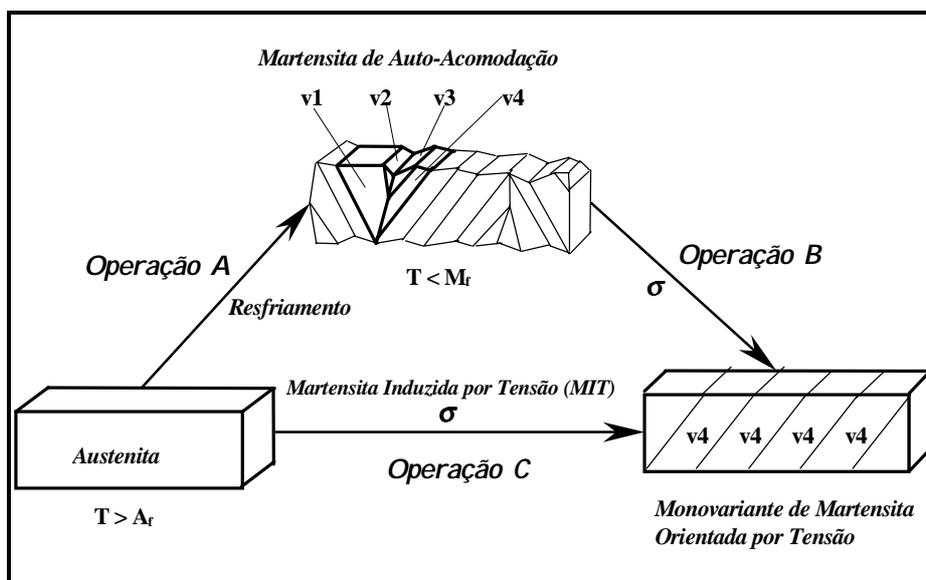


Figura 9. Esquema dos processo para formação do monovariante de martensita.

5. CONCLUSÕES

Os comportamentos eletro-mecânicos do monocristal de uma *LMF* Cu-Al-Be foram analisados através de testes sob condições termomecânicas específicas. As curvas das variações de *RE* nos testes superelásticos possuem comportamento linear e sem histerese, independentemente da temperatura do ensaio. As transformações martensíticas sucessivas mostraram a susceptibilidade da *RE* durante os estágios de indução das martensitas β_I' e α_I' . Os ensaios realizados no estado misto revelaram que as variações e as taxas de *RE* dependem da contribuição de cada mecanismo (*MIT* e processo de reorientação das variantes) ativado durante a deformação. Estes mecanismos dependem da temperatura do ensaio e das frações das fases iniciais contidas na amostra.

A variação de *RE* obtida para formação de um polivariante de martensita é diferente com relação ao do monovariante induzido por tensão. Este fato é explicado pela anisotropia de resistividade elétrica da martensita. A formação do monovariante de martensita por processos distintos (superelasticidade e soma dos processos de transformação térmica e de reorientação da variantes), na mesma amostra, resultam em variações de *RE* equivalentes.

AGRADECIMENTOS

Cezar Henrique Gonzalez agradece ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo suporte financeiro para a condução desta pesquisa.

6. REFERÊNCIAS

- Ahlers, M., 1986, proc. ICOMAT, JIM, p. 786-793.
 Airoidi, G., Riva, T., Ranucci, T., Vicentini, B., 1992, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., vol. 246, p. 277-281.
 Airoidi, G., Ranucci, T., Riva, G., Sciacca, A., 1995, J. Phys.: Cond. Matter vol. 7, p. 3709-3720.
 Baron, M.P., 1998, "Etude du Comportement des Interfaces Austénite/Martensite et Martensite/Martensite de Deux Alliages à Effet Mémoire de Forme: le CuZnAl et le CuAlBe", Thèse PhD, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France, 189p.
 Bigeon, M.J., Morin, M., 1995, J. Phys. IV, vol. C2, p. 385-390.
 De Araujo, C.J., Morin, M., Guénin, G., 1999, Mat. Sci. Eng., vol. A273-275, p. 305-309.

- De Araujo, C.J., 1999, "Comportement Cyclique de Fils en Alliage à Mémoire de Forme Ti-Ni-Cu: Analyse Electro-Thermomécanique, dégradation et Fatigue par Cyclage Thermique sous Contrainte", Thèse PhD, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France, 177p.
- Delaey, L., Krishnan, R.V., Tas, H., Warlimont, H., 1974, J. Mat. Science, vol. 9, p. 1521-1535.
- Janssen, J., Van Humbeeck, J., Chandrasekaran, M., Mwamba, N., Delaey L., 1982, J. Phys. IV, vol. C4, p. 715-720.
- Mantel, M., Rapacioli, R., Guénin, G., 1986, proc. ICOMAT, JIM, p. 880-885.
- Otsuka, K., Shimizu, K., 1986, Int. Metals Reviews, vol. 31, n° 3, p. 93-114.
- Otsuka, K., Sakamoto, H., Shimizu, K., 1979, Acta Metall., vol. 27, p. 585-601.
- Otsuka, K., Wayman, C.M., Nakai, K., Sakamoto, H., Shimizu, K., 1976, Acta Metall., vol. 24, p. 207-226.
- Pozzi, M., Airoidi, G., 1999, Mat. Sci. Eng., vol. A273-275, p. 300-304.
- Tsuchiya, K., Miyoshi, D., Tateyama, K., Takezawa, K., Marukawa, K., 1994, Scripta Metall. et Mater., vol. 31, n° 4, p. 455-460.
- Schroeder, T.A., Wayman, C.M., 1979, Acta Metall., vol. 27, p. 405-417.
- Schroeder, T.A., Wayman, C.M., 1978, Acta Metall., vol. 26, p. 1745-1757.
- Stice, J.D., Wayman, C.M., 1982, Metall. Trans. vol. 13A, p.1687-1692.
- Warlimont, H., Delaey, L., Krishnan, R.V., Tas, H., 1974, J. Mat. Science, vol. 9, p. 1545-1555.

ELECTRICAL RESISTIVITY MEASUREMENTS COUPLED WITH SHAPE MEMORY PHENOMENA IN A MONOCRISTALLINE Cu-Al-Be ALLOY

Cezar Henrique Gonzalez

Groupe d'Études de Métallurgie Physique et Physique des Matériaux - GEMPPM - INSA de Lyon, Bâtiment Blaise Pascal, 20 Avenue Albert Einstein, 69621 - Villeurbanne, France.
Cezar.Gonzalez@insa-lyon.fr

Carlos José de Araújo

Universidade Federal da Paraíba, Departamento de Engenharia Mecânica, Caixa Postal: 10069, Campina Grande -PB, Brasil. Carlos@dem.ufpb.br

Michel Morin, Gerard Guénin

Groupe d'Études de Métallurgie Physique et Physique des Matériaux - GEMPPM - INSA de Lyon, Bâtiment Blaise Pascal, 20 Avenue Albert Einstein, 69621 - Villeurbanne, France.

Abstract: *The behavior of the electrical resistivity curves during uniaxial tension tests was studied as a function of the initial state of a monocrystal of the Cu-Al-Be alloy (austenitic and martensitic phases, mixed state). These electromechanical tests have demonstrated the susceptibility of the electrical resistivity measurements in relation to the mechanisms of the thermoelastic martensitic transformation induced by strain. The variation of electrical resistivity measured during the formation of a martensite monovariant is not the same of the one obtained for the self-accomodated martensite. The formation of a martensite monovariant by different paths show that the electrical resistivity changes is equivalent for each process.*

Keywords : *shape memory effect, thermoelastic martensitic transformation, electrical resistivity, superelasticity, reorientation of martensite variants.*