

“DESENVOLVIMENTO DE AÇOS INOXIDÁVEIS COM EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA”(01)

Jorge Otubo (02)
Paulo Roberto Mei (03)
Sadamu Koshimizu (04)

RESUMO

É apresentado neste trabalho, pioneiro no Brasil, o desenvolvimento de duas ligas inoxidáveis com Efeito de Memória de Forma (EMF) assistido por transformação martensítica não termo-elástica.

Em termos de EMF, os dados obtidos são bastante promissores e comparáveis aos melhores resultados encontrados na literatura com recuperação de forma, em torno de 95%, para uma pré-deformação de 4%, quando submetido aos ciclos de treinamento termo-mecânico.

O caráter inoxidável e a recuperação de forma de praticamente 4% das ligas desenvolvidas promovem nas para aplicações práticas como conexões de tubo sem solda e mecanismo para liberação de painéis solares de satélite.

Considerações de processamento, propriedades mecânicas e microestruturais serão também apresentadas.

Palavras Chaves: Efeito de Memória de Forma, Aços Inoxidáveis, Transformação Martensítica.

(01) - Contribuição técnica a ser apresentada no 50º Congresso Anual da ABM, São Pedro, SP, 01/08/95 a 04/08/95.

(02) - Aluno de doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica / Depto. de Engenharia de Materiais, Unicamp, Campinas, S P.

(03) - Membro da ABM, Professor Adjunto da Faculdade de Engenharia Mecânica / Depto. de Engenharia de Materiais, Unicamp, Campinas, S P.

(04) - Pesquisador, IPEN/CNEN, São Paulo, SP.

1. INTRODUÇÃO

O termo EMF é usado para descrever a capacidade de certos materiais, após serem deformados plasticamente, voltarem ao estado ou forma original com o aquecimento. Ligas normais quando deformadas além do seu limite elástico apresentam deformação plástica permanente. Fisicamente, o EMF está relacionado a transformação martensítica cristalograficamente reversível.

Conforme Miyazaki e Otsuka [1] e nas referências ali citadas, as primeiras ligas com EMF foram desenvolvidas na década de 50 em Au-Cd (1951) e In-Tl (1953). Na década de 60 foram desenvolvidas as ligas de NiTi pela NASA [2] e ligas a base de Cu. Em termos de aplicações práticas a mais importante é a liga de Ni-Ti com recuperação de forma de 6 a 8%.

Mais recentemente, foi verificado também que ligas a base de Fe como Fe-Pt, Fe-Pd, Fe-Ni-Co-Ti, Fe-Mn-Si, etc., apresentavam o fenômeno do EMF sob certas condições [1,3].

Na maioria das ligas não ferrosas, o EMF está associado a transformação martensítica termo-elástica cuja característica principal é apresentar pequena histerese de transformação, $A_i - M_i$, onde M_i , temperatura de início da transformação martensítica no resfriamento e A_i temperatura de início da reversão da martensita em austenita. Essa martensita pode também ser induzida por força externa (tração, compressão, dobramento, etc.).

Já para as ligas ferrosas, o EMF está associado geralmente a transformação martensítica não termo-elástica e apresenta geralmente uma grande histerese $A_i - M_i$ que pode chegar a 400K. Existem ligas como o Fe-Ni-Co-Ti que pode passar de não termo-elástico para termo-elástico após o tratamento térmico de envelhecimento.

Entre as ligas ferrosas, a mais estudada é a liga Fe-Mn-Si [4-13]. Esta liga apresenta transformação martensítica não termo-elástica passando da fase austenítica γ (FCC) para a martensita ϵ (HCP). Próximo de M_i , a martensita ϵ pode também ser induzida por tensão mecânica. A reversão dessa martensita, induzida por tensão, no aquecimento é que proporciona a recuperação de forma ou o EMF. A literatura [1,14] indica que para essa liga, uma combinação adequada de M_i e T_n (temperatura de Néel, temperatura na qual um material passa de antiferromagnético para paramagnético) é fundamental para que se tenha um bom EMF. Em primeiro lugar, a M_i deve estar em torno da temperatura de deformação. Se a M_i é alta, a martensita já existe e suprime a transformação induzida por tensão. Por outro lado, se a M_i estiver muito abaixo da temperatura de deformação, a transformação martensítica é dificultada, necessitando-se de uma grande tensão mecânica para formar a martensita. O controle de M_i pode ser feito variando-se o teor de Mn. O aumento no teor de Mn abaixa a M_i . Por outro lado, o aumento na concentração de Mn aumenta a temperatura de Néel e, T_n acima de M_i estabiliza a fase austenítica γ . A adição de Si abaixa a T_n sem afetar a M_i . Portanto M_i e T_n podem ser controladas através da concentração de Mn e Si. Além disso, o Si aumenta a resistência mecânica da fase matriz e abaixa a energia de falha de empilhamento. Baixa energia de falha de empilhamento dificulta o escorregamento de discordâncias e portanto melhora o EMF. Murakami et al. [13], citam que os melhores resultados em termos de EMF foram obtidos com teor de Mn entre 28 e 33% e Si entre 4 e 6%.

A liga Fe-Mn-Si é uma liga de baixo custo com recuperação de forma entre 2 e 3% e portanto apenas razoável. Tem como desvantagens difícil trabalhabilidade e baixa resistência a corrosão o que inviabilizaria para muitas aplicações práticas.

No caso da liga Ni-Ti apesar de sua alta performance em termos de recuperação de forma, apresenta como desvantagens dificuldades de elaboração e de conformação mecânica o que torna o material muito caro.

O desenvolvimento de ligas inoxidáveis tem por objetivo sanar o problema de baixa resistência a corrosão mantendo ou melhorando o EMF com custo razoável e permitir aplicações práticas. Trabalhos pioneiros nesta área foram feitas por dois grupos de pesquisadores japoneses: Otsuka et al. da Nippon Steel Corp [15] e Moriya et al. [16] e Inagaki [17] da NKK Corp.. Trabalhos paralelos usando a liga produzida pela NKK foram também realizados por Yang et al. [18] nos Estados Unidos. Mais recentemente, foi iniciado também no Brasil, pesquisas em ligas inoxidáveis com EMF pelos autores deste trabalho [19,20].

A liga básica utilizada para adições de outros elementos como o Cr, Ni e o Co é a liga Fe-Mn-Si. A temperatura M_i pode ser controlada através da composição química.

O efeito de cada elemento pode assim ser descrito: o Cr é adicionado para proporcionar à liga resistência a corrosão, ou o caráter inoxidável. No entanto o Cr interfere na M_i e na T_n . Otsuka et al. [14] mostraram que para manter a M_i constante, o teor de Mn deveria ser decrescido para compensar a adição de Cr. É que os dois elementos baixam a M_i estabilizando a austenita. Como a temperatura de Néel T_n baixa com o aumento no teor de Cr, não afeta em termos de memória de forma. Foi verificado também que teor de Cr acima de 7% fragiliza o material com o aparecimento da fase σ reduzindo a sua tenacidade. Para tanto é adicionado o Ni que suprime a fase σ . Além dos elementos acima, Moriya et al. [16] adicionaram Co em algumas ligas. Segundo Miyazaki e Otsuka [1], Co aumenta a temperatura Curie, resultando em pequena mudança de volume e baixo módulo de elasticidade após transformação martensítica, o que acentuaria o EMF.

Este trabalho descreve o desenvolvimento de duas ligas inoxidáveis, uma com adição de Co e outra, sem, denominadas respectivamente de CrNiCo e CrNi.

Resultados principais deste trabalho serão também apresentados no International Conference on Martensitic Transformation, ICOMAT 95 [21].

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1 Elaboração e forjamento dos lingotes

Conforme apresentado em trabalhos anteriores pelos autores [19,20], duas composições foram elaboradas: liga resistente a corrosão, Fe-9Cr-5Ni-14Mn-5,5Si e outra altamente resistente a corrosão, Fe-13Cr-6Ni-8Mn-5,5Si-12Co denominadas respectivamente de CrNi e CrNiCo.

Os lingotes foram elaborados em um forno de indução a vácuo (VIM) utilizando-se de matéria prima virgem. As dimensões finais dos lingotes foram: 70x70mm² na cabeça e 60x60mm² no pé. Os lingotes foram aquecidos a 1473K/7200s e forjados a quente para barras de 40x40mm² e em seguida seccionadas longitudinalmente para 20x20mm².

Parte das barras foram utilizadas para teste de trabalhabilidade e parte para preparação de amostras para ensaios de tração. A análise química dos dois lingotes estão apresentados na Tabela 1, abaixo.

Tabela 1: Composição química dos lingotes (% em peso)

LIGA	C	Si	Mn	Ni	Cr	Co
CrNi	0,037	5,27	13,61	4,77	9,08	0,25
CrNiCo	0,044	5,16	7,81	5,74	13,02	11,85

2.2 Conformação Mecânica / teste de trabalhabilidade

Os testes de trabalhabilidade foram feitos através de laminação a quente e trefilação a frio.

Para a laminação a quente as barras de $20 \times 20 \text{mm}^2$ foram aquecidas a 1373K/3600s e laminadas a quente para fio máquina de $5,60 \times 5,15 \text{mm}^2$ (CrNi) e $6,75 \times 6,75 \text{mm}^2$ (CrNiCo) de cantos arredondados.

Depois de laminados, os dois fios-máquina foram solubilizados a 1323K/2400s, decapados em solução de $\text{HNO}_3 + \text{HF} + \text{água}$ e calibrados por trefilação para 5,0mm (CrNi) e 5,6mm (CrNiCo) usando-se uma máquina de trefilação monobloco.

Após a calibração, os fios foram novamente tratados a 1323K/2400s e decapados.

Posteriormente os fios foram trefilados até o diâmetro de 1,20mm usando o mesmo monobloco e feiras de carbeto de tungstênio. Durante a trefilação, os fios foram recozidos a 1323K em forno contínuo com atmosfera protetora de $\text{N}_2 + \text{H}_2$.

2.3 Ensaios de tração

As amostras para ensaios de tração foram usinadas a partir de barras $20 \times 20 \text{mm}^2$ previamente solubilizadas a 1323K/3600s. As dimensões dos corpos de prova foram, diâmetro de 6,2mm e comprimento útil de 25,0mm. Os ensaios foram feitos numa máquina MTS 810 acoplado com forno elétrico. A taxa de deformação foi de $1,4 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$. A variação no comprimento útil e o controle de temperatura durante os ciclos de tração e recuperação de forma por aquecimento foram feitos com "strain gage" e termopar acoplados à amostra.

O ciclo usado para avaliar o efeito de memória de forma foi: tração a temperatura ambiente de 298K até uma deformação de 4%, alívio da tensão até zero, aquecimento até 723 ou 873K, tempo de patamar de 600s e finalmente resfriamento até a temperatura ambiente.

As velocidades de aquecimento e de resfriamento não foram controladas.

O ciclo acima foi repetido até sete vezes em algumas amostras.

Dos ensaios de tração, os seguintes parâmetros puderam ser obtidos: tensão de tração a 4% de deformação, tensão do limite de escoamento, a 0,2% de deformação, recuperação de forma elástica (recuperação após o alívio da tensão) denominada de R_E , recuperação de forma devido ao aquecimento e posterior resfriamento até a temperatura ambiente (recuperação devido ao EMF) denominada de R_{EM} e finalmente a recuperação de forma total $R_T (=R_E + R_{EM})$.

Normalmente, os dados apresentados na literatura se referem a R_T . Yang et al. [18] chamaram de recuperação superelástica o termo R_E .

2.4 Medidas de dilatometria

As temperaturas de transição, M_i (temperatura de início da transformação martensítica), A_i (temperatura de início da reversão da martensita em austenita) e A_f (temperatura de fim da transformação austenítica) foram obtidas através de medidas de dilatometria com o uso do dilatômetro "High Speed Quenching Dilatometer DT 1000", Adamel Lhomargy. A velocidade de aquecimento e resfriamento foi de $16,6 \times 10^{-2} \text{Ks}^{-1}$.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Trabalhabilidade

Durante a laminação a quente não se observou maiores problemas, desde que a temperatura de laminação fosse mantida acima de 1173K.

Em relação a trefilação, alguns problemas puderam ser observados. O primeiro foi em relação a redução de área total permissível entre recozimentos. Seu máximo situou entre 45 e 50%. Maiores reduções de área provocavam a ruptura do fio. Outra dificuldade encontrada foi em relação ao afinamento de uma das pontas do fio para a introdução na fiação de trefilação. O apontamento do fio com o uso de laminador de pontas provocava encruamento rápido e, conseqüente rompimento do mesmo. A solução foi soldar na ponta um outro fio mais dúctil como o AISI 304 para servir de ponta. A propósito, comparadas à liga AISI 304, a trabalhabilidade das ligas CrNi e CrNiCo foi pior.

3.2 Ensaio de tração e recuperação de forma.

Como mostrado em trabalho anterior dos autores [20], resultados preliminares, obtidos através de ensaios de dobramento em fitas de 0,22mm de espessura, indicava recuperação de forma total da ordem de 80% para uma pre-deformação de 4% para as duas ligas. Yang et al. [18] trabalhando com uma liga similar a CrNi fornecida pela NKK e usando o mesmo método de ensaio obteve 87% de recuperação. Posteriormente, os resultados acima foram melhorados através dos ensaios de tração com ciclagem térmica como será visto a seguir.

A figura 1 apresenta os resultados de recuperação de forma da liga CrNi cicladas entre tração a temperatura ambiente de 298K e aquecimento até 723K, amostra AM1.5 ou 873K, amostra AM1.6. Como dito anteriormente, três parâmetros foram analisados: R_E (recuperação elástica após alívio da tensão), R_{EM} (recuperação de memória de forma) e R_T (recuperação total).

Em termos de recuperação elástica R_E , a amostra AM1.5 aquecida a 723K/600s, apresentou valores crescentes com 12,4% no primeiro ciclo para 16,2% no quinto ciclo enquanto a amostra AM1.6 aquecida a 873K/600s mostrou valores constantes em torno de 13,9%.

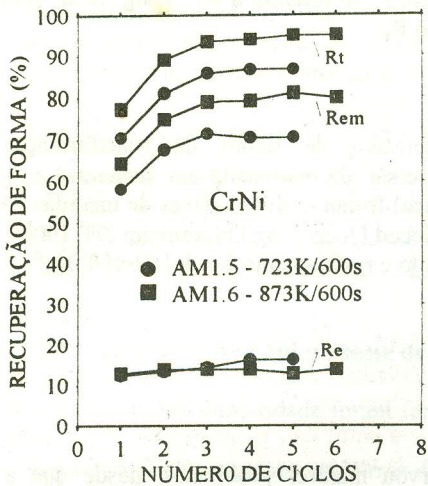


Figura 1. Recuperação de forma em função do número de ciclos para a liga CrNi recozidos a 723K e 73K.

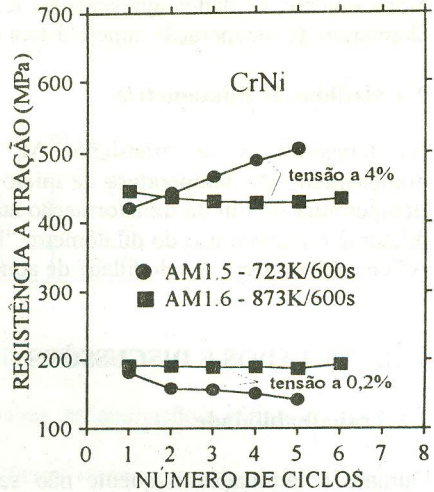


Figura 2. Tensão de tração a 0,2% e a 4% de deformação para a liga CrNi recozidos a 723K e 73K.

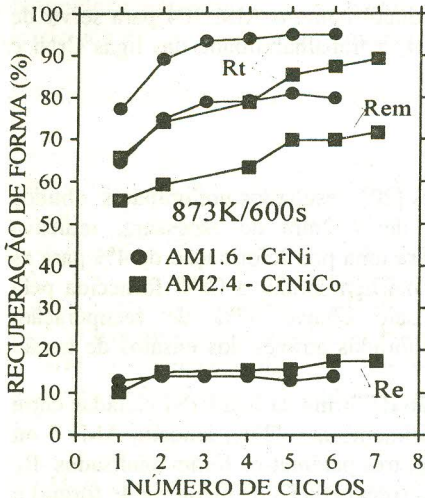


Figura 3. Recuperação de forma em função do ciclo de treinamento para a liga CrNi e CrNiCo recozidas a 73K.

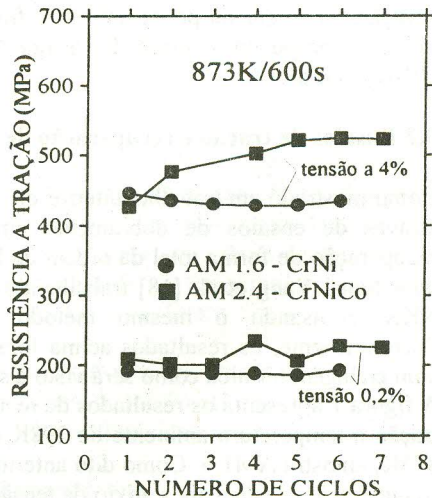


Figura 4. Tensão de tração a 0,2% e a 4% de deformação em função de ciclo de treinamento para a liga CrNi e CrNiCo recozidos a 73K.

Relacionados a recuperação devido a memória de forma, R_{EM} , isto é, recuperação após aquecimento, a diferença entre as duas amostras foi bastante significativa. A amostra AM1.6 aquecida a temperatura mais elevada apresentou melhor performance com 64,4% de recuperação no primeiro ciclo e terminando com 80% no sexto ciclo. Já a amostra AM1.5 apresentou recuperação de 58,1% e 70,4% no primeiro e quinto ciclo respectivamente. Ambas as amostras se estabilizaram no terceiro ciclo.

Em termos de recuperação total, R_T , para as duas amostras AM1.5 e AM1.6, os incrementos são bastante acentuados nos três primeiros ciclos mostrando a influência da ciclagem térmica. A amostra AM1.5, de temperatura de recozimento mais baixo variou de 70,5% de recuperação no primeiro ciclo até um máximo de 86,6% no quarto e quinto ciclos enquanto a amostra AM1.6 recozida a temperatura mais elevada, a variação na recuperação foi de 77,2% no primeiro ciclo para um máximo de 95% no quinto ciclo. Aqui dois fatos devem ser observados: primeiro, o efeito da ciclagem térmica, comumente chamada na literatura de "treinamento" cujo o efeito é bastante pronunciado nos três primeiros ciclos iniciais e a partir daí, praticamente estabilizando a recuperação e segundo, a grande influência da temperatura de tratamento durante a ciclagem. A eficiência do tratamento a 873K/600s é superior para ambas as ligas.

Em valores absolutos, 95% de 4% significa recuperação de forma de 3,8%. Este valor pode ser aumentado dando-se por exemplo uma pré-deformação maior visando principalmente aspectos de aplicações práticas. Para testar, foi realizado um ciclo onde se impôs à amostra de CrNi uma pré-deformação de 6,7% e obteve-se 4,2% de recuperação de forma após aquecimento a 723K. Os valores acima são comparáveis aos melhores resultados encontrados na literatura [16,17,18,22].

A influência da temperatura de tratamento térmico na liga CrNi pôde ser notada também na curva de tensão em função do número de ciclos como mostrado na Figura 2. A tensão do limite de escoamento a 0,2% de deformação da AM1.5 decresceu com o aumento do número de ciclos enquanto a tensão a 4% de deformação aumentou. Para a amostra AM1.6, os valores de tensão a 0,2% e a 4% de deformação mantiveram-se constante ao longo dos ciclos. Os dados acima mostram que o aquecimento a 723K e sua manutenção por 600s não foi suficiente para eliminar a martensita induzida mecanicamente para a liga CrNi.

Se comparadas as duas ligas para uma mesma temperatura de tratamento, a performance da liga CrNi foi sempre superior ao da liga CrNiCo. Isto pode ser visto na Figura 3 onde as duas amostras foram cicladas a 873K, temperatura mais elevada. Em termos de recuperação total R_T , a amostra AM2.4 (CrNiCo), mesmo no sétimo ciclo apresentou uma leve tendência de crescimento com seu valor máximo em torno de 90% de recuperação enquanto a amostra AM1.6 alcançou 95% já no terceiro ciclo.

A Figura 4 apresenta os resultados de ensaio de tração para as duas ligas também cicladas a 873K. Enquanto a tensão do limite de escoamento a 0,2% de deformação da liga CrNiCo mantém-se praticamente constante e levemente superior que a da liga CrNi, a tensão a 4% do primeiro continua crescendo com o número de ciclos. Estes resultados poderiam estar indicando que a temperatura de ciclagem para a liga CrNiCo deveria ser superior a 873K a fim de se obter uma reversão maior da martensita induzida por tensão mecânica.

A comparação entre essas duas ligas mostrou também outras diferenças. Para um mesmo tratamento térmico, a liga CrNiCo sempre apresentou tamanho de grão maior

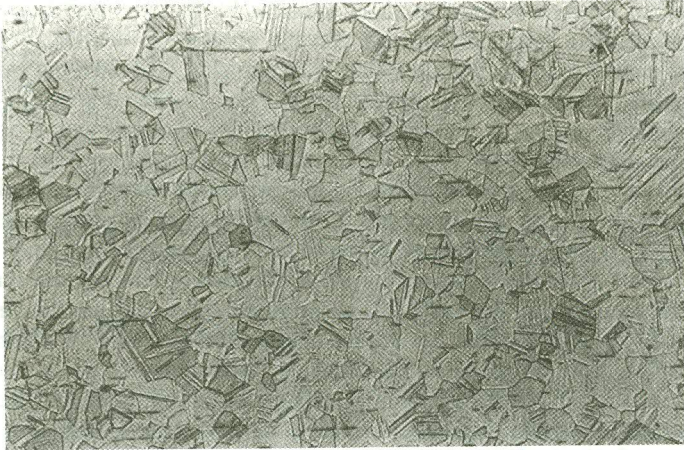


Figura 5. Seção transversal do fio diam. 5,0mm da liga CrNi recozida a 1323K/2400s. Aumento: 100X; Ataque: Glicerégia.

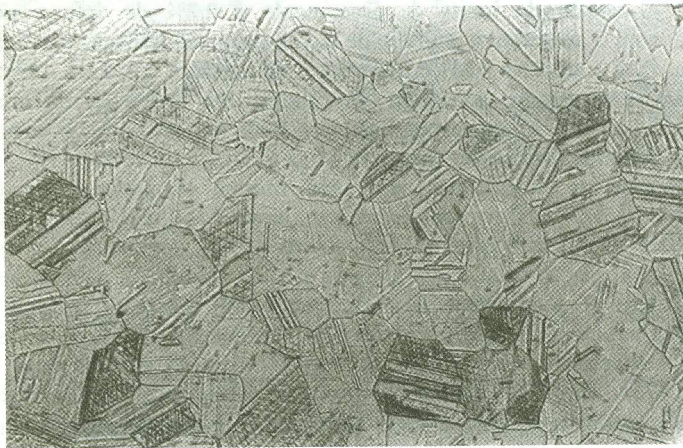


Figura 6. Seção transversal do fio diam. 5,0mm da liga CrNiCo recozida a 1323K/2400s. Aumento: 100X; Ataque: Glicerégia.

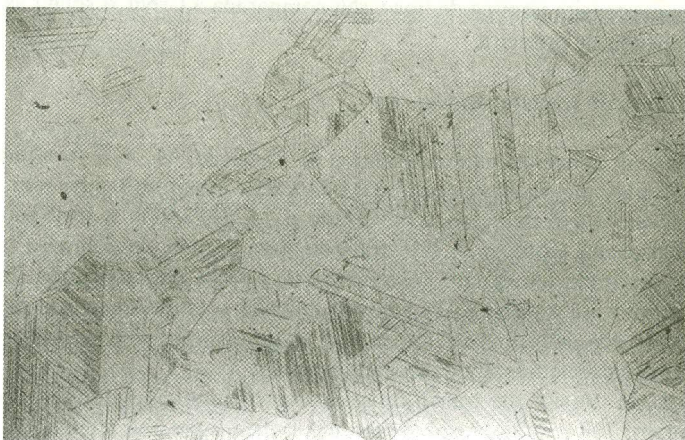


Figura 7. Microestrutura da liga CrNiCo recozida a 1323K/3600s e imerso em nitrogênio líquido. Aumento: 100X; Ataque: Glicerégia.

que a liga CrNi. Por exemplo, enquanto o tamanho de grão do fio de 5,0mm de diâmetro da liga CrNi, tratada a 1323K/2400s foi de 65 μ m, Figura 5, a amostra da liga CrNiCo tratada nas mesmas condições apresentou valores em torno de 180 μ m, Figura 6. Observa-se também nas Figuras 5 e 6 microestrutura com grande quantidade de maclas de recozimento, característica típica de materiais com baixa energia de falha de empilhamento, o que favorece em termos de EMF.

Tan Shiming et al. [23] trabalhando com liga de Fe-Mn-Si policristalino mostrou que quanto maior o tamanho de grão menor era a recuperação de memória de forma. A recuperação foi de 70% e 20% respectivamente para 10 e 60 μ m de tamanho de grão. O decréscimo na recuperação de forma foi atribuída a um crescimento do número de discordâncias perfeitas com o aumento do tamanho de grão.

Outra diferença visível foi em relação a fração volumétrica de martensita induzida termicamente. Quando as duas ligas foram solubilizadas e posteriormente imersas em nitrogênio líquido, as frações volumétricas de martensita termicamente induzida foram 50 e 25% respectivamente para as ligas CrNi e CrNiCo. A Figura 7 mostra uma microestrutura típica da liga CrNiCo após imersão no nitrogênio líquido. Otsuka et al. [15], trabalhando com uma série de ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni mostraram que, quanto maior a capacidade da liga em induzir a martensita termicamente, maior era o desempenho em termos de recuperação de memória de forma.

Agora, na temperatura de deformação, a quantidade de martensita induzida termicamente tem efeito diverso. Como mostrado por Federzoni [24], a recuperação de forma cresceu até um máximo de 10% de martensita induzida termicamente e a partir daí decresceu lentamente e a 60%, o valor de recuperação de forma foi semelhante a zero de martensita induzida.

Os dois fatores acima, de menor tamanho de grão e a capacidade de induzir maior quantidade de martensita térmica da liga CrNi comparada a CrNiCo sejam as razões de melhor desempenho da primeira.

3.3 Temperaturas de transformação

A Tabela 2 abaixo, apresenta as temperaturas de transição, M_i , A_i e A_f obtidas através dos ensaios de dilatométrica. Três diferentes condições foram utilizadas para cada uma das composições: 1) Fio-máquina solubilizado a 1323K/2400s e resfriado em água com pouca martensita térmica; 2) Fio trefilado para 3,0mm de diâmetro, recozido a 1323K/1800s, resfriado em água e posteriormente imerso em nitrogênio líquido com alto teor de martensita térmica e 3) amostra retirada a partir do corpo de prova do ensaio de tração, pré-deformado a 4%, e sem tratamento de recuperação e portanto, com alto teor de martensita induzida mecanicamente.

A temperatura de início da transformação martensítica M_i , obtidas conforme a condição 1 foram, 308 e 312K, respectivamente, para a liga CrNi e CrNiCo. Isto é, um pouco acima da temperatura ambiente de 298K.

A temperatura de início da reversão da martensita em austenita A_i , foi a mesma para as duas ligas nas três condições com seu valor em torno de 368K. A existência de maior ou menor quantidade de martensita seja térmica ou mecânica não alterou o valor da temperatura A_i . O aumento do teor de martensita térmica não alterou o valor de A_f , 473K, para a liga CrNi e aumentou pouco de 468K para 478K para a liga CrNiCo. O aumento na A_f foi significativo para as duas ligas no caso de martensita induzida mecanicamente. A temperatura A_f da liga CrNi passou de 473K, condição 1 e 2 para 593K, condição 3, enquanto que para a liga CrNiCo pulou de 468K/478K, condição 1/2, para 623K, condição 3.

O aumento no A_f foi verificado também quando dos ensaios de tração com ciclagem térmica. Os valores de A_f variaram entre um mínimo de 643K e um máximo de 693K para a liga CrNi e entre um mínimo de 673K e um máximo de 763K para a liga CrNiCo. Ainda dos dados acima verificou-se também que quando a martensita era induzida mecanicamente, a temperatura A_f foi sempre superior para a liga CrNiCo Federzoni et al. [25] e Ohtsuka et al. [26] obtiveram o mesmo resultado de aumento na temperatura A_f quando a martensita era induzida por tensão mecânica. A necessidade de uma temperatura maior foi atribuída a introdução de defeitos durante a deformação que dificultariam a reversão de certas placas de martensita e.

Tabela 2. Parâmetros de transformação M_i , A_i e A_f em função do tratamento termo-mecânico.

LIGA	CONDIÇÕES	M_i (K)	A_i (K)	A_f (K)
CrNi	1) fio-máquina/1323K/2400s/água	308	368	473
	2) fio 3,6mm/1323K/1800s/água + nitr. liq.	-	368	473
	3) 4% de pré-deformação	-	368	593
CrNiCo	1) fio-máquina/1323K/2400s/água	312	368	468
	2) fio 3,6mm/1323K/1800s/água + nitr. liq.	-	368	478
	3) 4% de pré-deformação	-	368	623

A estabilidade maior da martensita induzida mecanicamente para a liga CrNiCo é indicativo da necessidade de uma temperatura maior de recozimento durante a ciclagem termo-mecânica.

4. CONCLUSÕES

Em termos de trabalhabilidade, as duas ligas apresentaram grau de dificuldade maior que uma liga de aço inoxidável comum como por exemplo o AISI 304. Na laminação a quente foi necessário que a temperatura mínima fosse mantida em torno de 1173K. Na trefilação a frio a redução de área total máxima possível entre recozimentos foi de 50%. Reduções de área maiores causavam o rompimento do fio.

Quando da ciclagem térmica, para as duas ligas, o recozimento a 873K apresentou melhor desempenho de recuperação de forma do que quando recozido a 723K.

Para uma mesma temperatura de recozimento, a liga CrNi sempre apresentou recuperação de forma melhor que a liga CrNiCo.

O melhor resultado em termos de recuperação de forma foi apresentado pela liga CrNi, com recuperação de forma de 95% em 4% de pré-deformação, que em termos absolutos significa recuperação de 3,8%. 95% de recuperação é comparável aos melhores resultados encontrados na literatura.

A tensão de tração a 4% teve comportamento ascendente com o aumento do número de ciclos para as duas ligas quando cicladas a 723K. Quando cicladas a 873K somente a liga CrNiCo teve a curva ascendente porém, com menor intensidade que quando a 723K enquanto que a liga CrNi teve seus valores de tensão de tração a 4% constantes com o aumento do número de ciclos.

Para as mesmas condições de tratamento termo-mecânico, a liga CrNi sempre apresentou menor tamanho de grão em relação a liga CrNiCo.

A liga CrNi apresentou maior teor de martensita térmica que a liga CrNiCo quando imersas em nitrogênio líquido.

Maior ou menor fração volumétrica de martensita térmica ou mecânica, não alterou os valores de temperatura de início da reversão da martensita em austenita A_i .

Maior ou menor valor de martensita térmica também praticamente não alterou a temperatura do fim da reversão da martensita em austenita A_f , mas alterou para mais quando a martensita foi induzida mecanicamente e, mais acentuadamente, na liga CrNiCo.

Os dados obtidos de recuperação de forma próxima de 4%, ou um pouco acima com uma pré-deformação maior e dado o caráter inoxidável das ligas desenvolvidas, permite seu uso em aplicações práticas como emendas de tubo sem solda [27] que requer recuperação de forma em torno de 2,5%.

Uma outra aplicação mais nobre seria o uso da liga com EMF para confecção de dispositivos para liberação de painéis solares de satélites que atualmente é feita por um sistema de explosivos [28]. O dispositivo para liberação de painel solar do satélite necessita uma recuperação de forma em torno de 3%. Existe interesse por parte do INPE no desenvolvimento desse dispositivo e contatos estão sendo mantidos para a viabilização de um possível projeto.

AGRADECIMENTOS

À Etrometal S.A. pelo fornecimento das ligas;

Aos Senhores Dr. Alain Jean Isoré, Eugênio José de Almeida, Vagner Luiz Faustino, João Luz, Nilson C. Oliveira e Ismael Politoro pela ajuda na elaboração e nos ensaios de laboratório;

Ao Dr. Marcelo Gonçalves do IPT pela ajuda na laminação das barras e,

Ao CNPq pelo auxílio financeiro a um dos autores.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 - Miyazaki, S. and OTSUKA, K.; 1989, "Development of shape memory alloys", *ISIJ International*, 29, 353-377.
- 2 - Jackson, C. M.; Wagner, H. J. and Waslewski, R. J.; 1972, NASA Report - SP 5110.
- 3 - Maki, T.; 1989, "Recent development in Fe-based shape memory alloys", Proc. 1st Japan International SAMPE Symposium, Nov. 28 - Dec. 1, 225-230.
- 4 - Sato, A.; Chishima, E.; Soma, K. and Mori, T.; 1982, "Shape memory effect in γ/ϵ transformation in Fe-30Mn-1Si alloy single crystals", *Acta Metall.*, 30, 1177-1183.
- 5 - Sato, A.; Chishima, E.; Yamaji, Y. and Mori, T.; 1984, "Orientation and composition dependencies of shape memory effect in Fe-Mn-Si alloys", *Acta Metall.*, 32, 539-547.
- 6 - Sato, A.; Yamaji, Y. and Mori, T.; 1986, "Physical properties controlling shape memory effect in Fe-Mn-Si alloys", *Acta Metall.*, 34, 287-294.
- 7 - Hoshino, Y.; Nakamura, S.; Ishikawa, N. and Sato, A.; 1990, "In-situ observation of γ/ϵ transformation in Fe-Mn-Si shape memory alloys", *Materials Science Forum*, 56/58, 643-648.
- 8 - Hoshino, Y.; Nakamura, S.; Ishikawa, N.; Yamaji, Y.; Matsumoto, S.; Tanaka, Y. and Sato, A.; 1992, "In-situ observation of partial dislocation motion during γ/ϵ transformation in a Fe-Mn-Si shape memory alloy", *Materials Transactions, JIM*, 33, 253-262.
- 9 - Robinson, J. S. and McCormick, P. G.; 1989, "Factors influencing shape memory behavior in an Fe-Mn-Si alloy", *Scripta Metallurgica*, 23, 1975-1978.
- 10 - Robinson, J. S. and McCormick, P. G.; 1990, "Shape memory in an Fe-Mn-Si alloy", *Materials Science Forum*, 56/58, 649-654.
- 11 - Tszuzaki, K.; Natsume, Y.; Kurokawa, Y. and Maki, T.; 1992, "Improvement of the shape memory effect in Fe-Mn-Si alloys by the addition of carbon", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 27, 471-473.
- 12 - Watanabe, Y.; Mori, Y. and Sato, A.; 1993, "Training effect in Fe-Mn-Si shape memory alloys", *Journal of Materials Science*, 28, 1509-1514.
- 13 - Murakami, M.; Otsuka, H.; Suzuki, H. G. and Matsuda, S.; 1987, Proc. Int. Conf. On Martensitic Transformation (ICOMAT 86), Japan Inst. Met., Sendai, 985.
- 14 - Otsuka, H.; Yamada, H.; Maruyama, T.; Tanahashi, H.; Matsuda, S. and Murakami, M.; 1990, "Effects of alloying additions on Fe-Mn-Si shape memory alloys", *ISIJ International*, 30, 674-679.

- 15 - Otsuka, H.; Yamada, H.; Tanahashi, H. and Maruyama, T.; 1990, "Shape memory effect in Fe-Mn-Si-Cr-Ni polycrystalline alloys", *Materials Science Forum*, 56/58, 655-660.
- 16 - Moriya, Y.; Kimura, H.; Hashizume, S.; Suzuki, S.; Suzuki, H. and Sampei, T.; 1991, "Properties of Fe-Cr-Ni-Mn-Si(-Co) shape memory alloys", *Journal de Physique IV, Colloque C4, supplément au Journal de Physique III, 1*, 433-437.
- 17 - Inagaki, H.; 1992, "Shape memory effect of Fe-14%Mn-6%Si-9%Cr-6%Ni alloy polycrystals", *Zeitschrift für Metallkunde*, 83, 90-96.
- 18 - Yang, J. H.; Chen, H. and Wayman, C. M.; 1992, "Development of Fe-based shape memory alloys associated with FCC/HCP martensitic transformations: Part I. Shape memory behavior", *Metallurgical Transactions A*, 23A, 1431-1437.
- 19 - Otubo, J.; Mei, P. R. e Koshimizu S.; 1994, "Desenvolvimento de novos aços inoxidáveis com efeito de memória de forma", *IV Seminário Brasileiro de Aço Inoxidável, INOX'94*, 23 a 25 de nov. de 1994, S. Paulo, SP, 131-136.
- 20 - Otubo, J.; Mei, P. R. e Koshimizu, S.; 1994, "Caracterização de aços inoxidáveis com efeito de memória de forma", *11º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, CBECIMAT*, 11 a 14 de dez. de 1994, Águas de S. Pedro, S.P., 219-222.
- 21 - Otubo, J.; Mei, P. R. and Koshimizu, S.; 1995, "Production and characterization of stainless steel based Fe-Cr-Ni-Mn-Si(-Co) shape memory alloys", *International Conference on Martensitic Transformation, ICOMAT'95*, Aug. 20 - Aug. 25, 1995, Lausanne, Switzerland.
- 22 - Gu, Q.; Humbeek, J. Van and Delaey; 1994, "On the improvement of shape memory effect in Fe-16Mn-5Si-9Cr-4Ni alloys by thermomechanical treatment", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 30, 1587-1592.
- 23 - Shiming, T.; Jinhai, L. and Shiwei, Y.; 1991, "Influence of grain size on shape memory effect of polycrystalline Fe-Mn-Si alloys", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 25, 2613-2615.
- 24 - Federzoni, L. and Guénin, G.; 1994, "Influence of presence of pre-existing thermal ϵ -martensite and on the shape memory effect of a Fe-Mn-Cr-Si-Ni shape memory alloy", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 31, 25-30.
- 25 - Federzoni, L. and Guénin, G.; 1994, "Shape memory effect associated with a deformation at a temperature just bellow A_s in a Fe-Mn-Cr-Si-Ni shape memory alloy", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 31, 31-36.
- 26 - Ohtsuka, H.; Kajiwara, S. and Ishihara, T.; 1994, "Effect of γ/ϵ cyclic transformations on the shape memory characteristics of an Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloy", *Materials Characterization*, 32, 229-235.
- 27 - Suzuki, N.; Ono, Y.; Homma, H.; Moriya, Y. and Morioka, Y.; 1992, "Development of pipe fittings using stainless steel-based shape memory alloy", *NKK Technical Review*, 66, 25-34.
- 28 - Busch, J. D.; Purdy, W. E. and Johnson, A. D.; 1992, "Development of a non-explosive release device for aerospace applications", *26th Aerospace Mechanisms Symposium*, 1-16.

“DEVELOPMENT OF STAINLESS STEEL SHAPE MEMORY ALLOYS” (01)

Jorge Otubo (02)
Paulo Roberto Mei (03)
Sadamu Koshimizu (04)

ABSTRACT

It is presented in this work, pioneer in Brazil, the development of two stainless steel shape memory alloys (SMA) assisted by non thermo-elastic martensitic transformation. In terms of shape recovery, the results obtained are very promising comparable to the best results known in the literature with 95% shape recovery after pre-strain of 4% when subjected to thermo-mechanical training cycle.

The stainless steel character and the shape recovery of almost 4% of the alloys promote it to practical applications such as for pipe fittings or satellite solar panel release mechanism.

Consideration about the alloys processing, mechanical and microstructural properties will also be presented.

Key-Words: Shape Memory Effect, Stainless Steel, Martensitic Transformation

(01) - Technical contribution to be presented at 50° Congresso Anual da ABM, São Pedro, S.P., Aug. 1 - Aug. 4, 1995.

(02) - Graduate Student, Faculdade de Engenharia Mecânica / Departamento de Engenharia de Materiais, Unicamp, Campinas, S.P..

(03) - Member of ABM, Professor at Faculdade de Engenharia Mecânica / Departamento de Engenharia de Materiais, Unicamp, Campinas, S. P.

(04) - Researcher, IPEN/CNEN, S. Paulo, S.P.