



## Mn-Cu BASED SHAPE MEMORY ALLOYS

Agah AYGAHOĞLU \*, Remzi GÜRLER \*\*

\* DPÜ, Müh.Fak., Mak.Müh.Böl., Kütahya / Türkiye, agahoglu@dumlupinar.edu.tr

\*\* ESOĞÜ, Metalurji Enstitüsü, Eskişehir / Türkiye,

Geliş tarihi: 08.06.2007 Kabul tarihi: 11.02.2008

### ABSTRACT

Shape memory alloys (SMA) are the metallic materials which can recover their original shapes or dimensions when heat treated or mechanically processed. In this study, Mn-Cu alloys which contain more than 60wt.%Mn are investigated. These alloys have two-way shape memory properties. This shape memory effect (SME) and transformation temperatures are increased with the increasing amount of Mn. Mn-Cu alloys are transformed in to Mn-rich  $\gamma_1$  and Cu-rich  $\gamma_2$  regions and as well to  $\alpha$ -Mn phase as a result of aging at 400-450°C. This decomposition ( $\gamma_1$  and  $\gamma_2$ ) results in increasing of transformation temperature and tetragonality degrees of crystal structure of face centered tetragonal (FCT) formed as a result of quenching after aging. The increase in tetragonality degree results in increasing of shape memory effect properties of these alloys.

**Key Words:** *Shape Memory Alloys, Mn-Cu, Phase Decomposition*

## Mn-Cu ESASLI ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR

### ÖZET

Şekil bellekli alaşımlar (ŞBA), uygun ısı ve mekanik işlemlere maruz kaldığında önceki şekil veya boyutuna geri dönebilen metalik malzemelerdir. Bu çalışmada incelenen ağırlıkça %60'dan fazla Mn içeren Mn-Cu alaşımlarında iki yönlü şekil bellek özelliğine rastlanmaktadır. Mn-Cu esaslı alaşımlardaki şekil bellek etkisi (ŞBE) ve dönüşüm sıcaklıkları Mn oranı arttıkça artmaktadır, su verme işleminden sonra yaklaşık 400° – 450°C'de belirli sürelerde yapılacak yaşlandırma işlemi sonunda, Mn-Cu alaşımları Mn'ca zengin  $\gamma_1$  ve Cu'ca zengin  $\gamma_2$  bölgelerine ve  $\alpha$ -Mn'a dönüşmektedir. Bu ayrışma ( $\gamma_1$  ve  $\gamma_2$ ) dönüşüm sıcaklıklarının yükselmesine, tavlama sonrası su verme ile oluşan yüzey merkezli tetragonal (YMT) kristal yapısının tetragonallik derecesinin artmasına, tetragonallik derecesindeki artma da alaşımların şekil bellek etkisi özelliklerinin artmasına yol açmaktadır.

**Anahtar Kelimeler:** *Şekil Bellekli Alaşımlar, Mn-Cu, Faz Ayrışması,*

## 1. GİRİŞ

Şekil Bellekli Alaşım (ŞBA) terimi, uygun ısıl işlemle, önceden belirlenmiş şekline geri dönebilme kabiliyeti olan metalik malzemeler için kullanılır. Genel olarak bu malzemeler, oldukça düşük sıcaklıklarda plastik olarak deforme edildikten sonra, daha yüksek sıcaklıklara maruz kaldıklarında, deformasyondan önceki şekillerine geri dönerler. Malzemenin sadece ısıtma ile şeklini hatırlayabilmesi “*tek yönlü şekil belleği*” olarak isimlendirilir. Bazı malzemeler, ısıtmayı takiben tekrar soğutulduklarında değişim gösteriyorsa bu malzemelerin “*iki yönlü şekil belleği*” olduğu söylenebilir [1].

Şekil bellek olayı ilk kez 1938 de, bakır-çinko alaşımında gözlemlendi. Bu pirinç alaşımı  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de kendiliğinden şekil değiştirmekteydi ve bu özellik yıllar boyu teknik bir gariplik olarak benimsendi [2]. 1950'li yıllarda Au-Cd alaşımında da aynı özellik gözlemlendi ancak şekil bellek süreci 1962 yılında bu etkinin TiNi sisteminde bulunmasıyla evrensel bir boyut kazandı. Bu alaşım W.J.Buehler ve arkadaşları tarafından A.B.D. de Deniz Savaş Araçları Laboratuvarında keşfedildi. Nitinol (Ni-Ti-Naval-Ordnance-Laboratory) olarak adlandırılan ve yaklaşık olarak eşit sayıda NiTi atomlarından oluşan bu alaşımlar, deformasyon ve sıcaklığa bağlı olarak olağanüstü şekil bellek etkisi (ŞBE) göstermiştir [3]. Daha sonraki yıllarda ise Ag-Cd, Ni-Al, Fe-Pt, In-Tl, In-Cd, Mn-Cu, Fe-Pd, Cu-Sn, Cu-Au-Zn, Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Ga, Cu-Zn-Si, Cu-Sn-Zn ve Cu-Zn-Al alaşımlarında da aynı şekil bellek özelliği görülmüştür [4].

ŞBA'lar, termoelastik martenzit olarak da tanımlanabilir. Bu durum, alaşımda dönüşüm sıcaklığının altında deformasyon etkisiyle ikizlenme mekanizmasındaki değişim sonucu görülen martenzitik dönüşüm, olarak açıklanabilir. Meydana gelen dönüşüm birinci mertebeden dönüşüm olmasına rağmen tek bir sıcaklıkta görülmez, alaşımın tipine bağlı olarak farklı sıcaklık aralıklarında görülebilir: soğutma üzerine, belirtilen sıra ile  $M_s$  ve  $M_f$  sıcaklıklarında martenzitik dönüşüm başlar ve biter, ısıtma üzerine belirtilen sıra ile  $A_s$  ve  $A_f$  sıcaklıklarında ostenitik yani ters dönüşüm başlar ve biter [1].

ŞBA'ların gösterdiği bir diğer özellik, süper elastisite (veya pseudo-elastisite) dir. Bu durumda küçük bir kuvvet ile oldukça fazla deformasyon oluşabilir, buna rağmen yük malzeme üzerinden kaldırılırsa, malzeme ısıtmaya gerek kalmaksızın orijinal şekline geri döner, fakat yüksek sıcaklıklarda diğer metallerde olduğu gibi uygulanan deformasyon kalıcıdır ve malzeme tekrar eski haline geri dönemez [1,5].

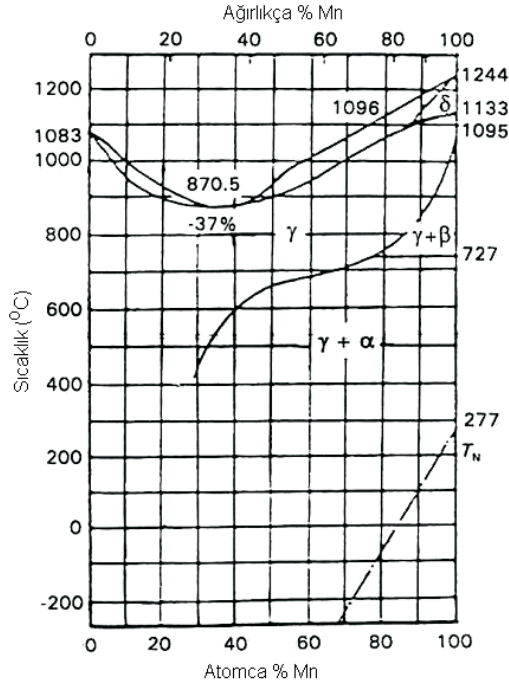
ŞBA'ların uygulamalarına bakıldığında ŞBA'ların kullanıldığı cihazlar için bir çok patentli buluş vardır. Biyomedikal (diş gerdirme telleri, stentler), havacılık ve uzay sanayi (birleştirme elemanı, güneş enerji panelleri), otomotiv sanayi (radyatör açma kapama, klima ayar mekanizması, ayarlanabilir amortisörler), giyim sektörü (şapkalar, gözlük çerçeveleri, ayakkabılar), inşaat sektörü (depreme karşı darbe sönmüleyiciler), robotik uygulamalarında, bina güvenliğinde (duman boşaltma kapak menteşeleri, yangın söndürme fiskiyeleri), gibi birçok alanda da uygulama imkanı olmuştur.

Çoğu ŞBA, Ti-Ni, Cu-Zn, Cu-Al ve Ni-Al'da olduğu gibi mikroyapıda uzun periyotlarda düzenlenmiş (LRO Long Range Ordered) intermetalik bileşiklerdir. Bu alaşımlardaki martenzitik dönüşüm, büyük bir dönüşüm histeresizi ile birlikte olur. Bazı düzensiz katı eriyikler de (In-Tl, Mn-Cu) şekil bellek davranışı gösterir. Bu düzensiz alaşımlardaki martenzitik dönüşüm küçük histeresize sahiptir [6].

Bu çalışmada, küçük dönüşüm histeresizine ve iki yönlü şekil bellek etkisine sahip Mn-Cu alaşımlarının elde edilmesi, uygulanan ısıl işlemlerin mikroyapı, şekil bellek özelliği ve malzemenin mekanik özelliklerine etkisi hakkında bilgi verilecektir.

## 2. Mn-Cu ESASLI ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR

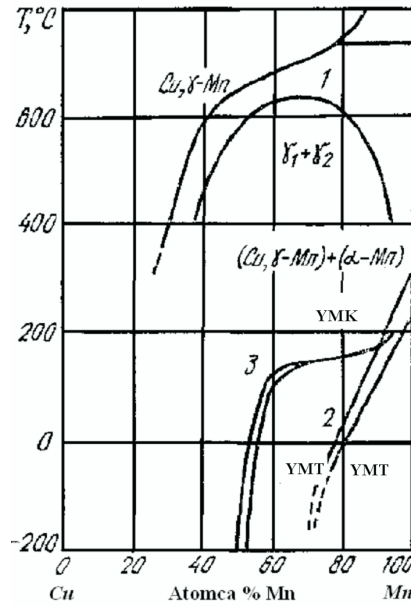
Yüksek sıcaklıklarda, Mn – Cu alaşımları geniş bir bileşim aralığında YMK (  $\gamma$  ) katı eriyiktir. Ağırlıkça %25 – 30 ) Mn içeren Mn-Cu alaşımları  $650 - 660\text{ }^{\circ}\text{C}$  sıcaklığın altında YMK  $\gamma$  katı eriyiğine ve  $\alpha$ -Mn denge fazlarına ayrışır (Şekil 1) [7]. Ağırlıkça % 37 – 92 Mn içeren Mn-Cu alaşımlarında ise  $\beta$  fazı hızlı soğutma ile ortam sıcaklığında dönüşmeden kalabilir.  $\beta$  fazının martenzitik dönüşüm sonucu YMT (  $\beta'$  ) faza dönüşümü ise daha hızlı soğutma ile elde edilir. Bu dönüşüm Mn atomlarının antiferromanyetik geçişle yakından ilişkilidir [6]. Gerçekten manyetik geçiş sıcaklığı (Neel Temperature)  $T_N$ 'den, yapısal dönüşüm sıcaklığı  $M_s$ 'i ayırt etmek zordur. Mn – Cu alaşımlarındaki  $\beta$  fazı martenzitik dönüşüm esnasında ortaya çıkan yüksek yoğunlukta ikizler içerir. Bu ikizler, alaşıma yüksek sönmüleme yeteneği kazandırır [6,8].



Şekil 1. Mn-Cu alaşım sisteminin denge diyagramı [7].

### 3. Mn-Cu ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

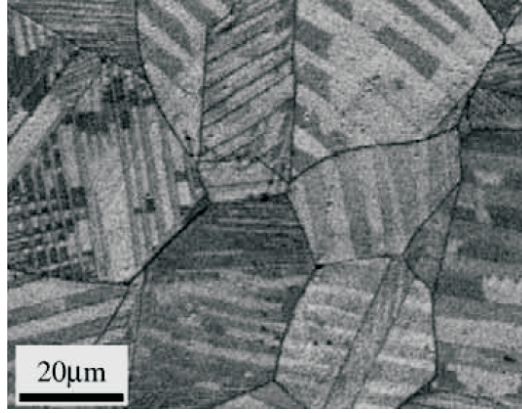
Alaşımların ısı işlemleri genellikle alanından hızlı soğutma ve faz diyagramına bağlı olarak belirli bir sıcaklıkta temperleme işlemlerinden ibarettir (Şekil 2). Sonuçta yapılan birbirine bağlı iki işlemden ibaret olup, birinci işlemde fazının soğutulması sonucu YMK – YMT faz dönüşümünün sağlanmasıdır. Martenzitik dönüşümün sonucu olarak, alaşımın yapısında ince ve kaba olmak üzere 1 ve 10  $\mu\text{m}$  boyutunda iki tip ikizlenmiş yapı oluşur (Şekil 3). İkinci işlem ile de  $\gamma$  fazı Mn'ca zengin  $\gamma_1$  ve Cu'ca zengin  $\gamma_2$  fazlarına ve aşırı doymuş Mn'ca zengin bölgelerde -Mn'a dönüşür. Yaşlandırma işlemi sonrası suda soğutma sonucunda yapıda YMT  $\gamma_1$  ve  $\gamma_2$  oluşur. [9,10,11].



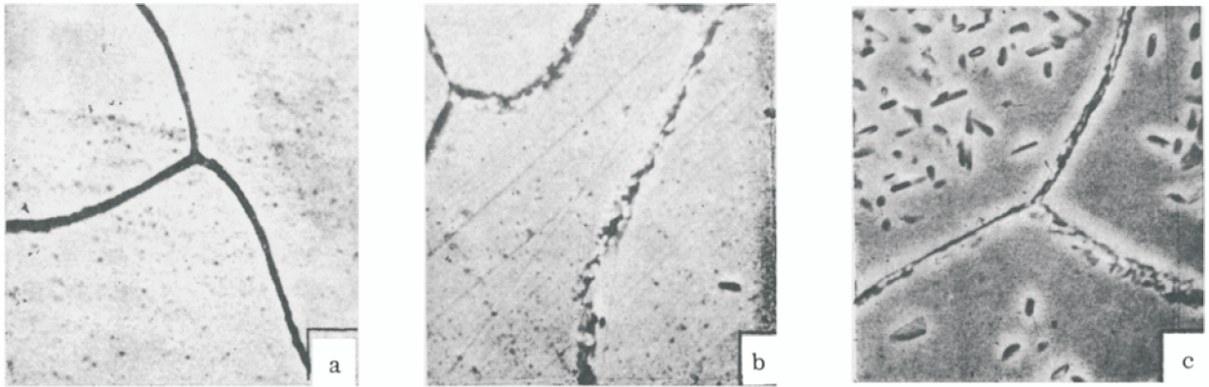
Şekil 2. Mn-Cu alaşımının denge diyagramı,

- 1) metastabil ayrılma bölgesi,
- 2) suda soğutulmuş alaşımlarda YMK – YMT martenzit dönüşüm sıcaklığı,
- 3) 450°C'de tavllanmış alaşımın YMK – YMT martenzit dönüşüm sıcaklığı [13].

Şekil 4, 400°C de yaşlandırılmış Mn-ağ.%25Cu alaşımının mikroyapısındaki değişimleri göstermektedir. Suda soğutmanın hemen arkasından yapı, tane sınırları belli belirsiz görülen tek fazlı bir yapıdır. Kısa bir yaşlandırma (0,5 saat) tane sınırlarının önemli bir şekilde zenginleşmesini sağlar (Şekil 4a). Yaşlandırma süresinin artmasıyla,  $\alpha$ -Mn'nin ilk çökeltileri seyrek mercimek şeklinde gözlenmiştir (Şekil 4b), daha fazla yaşlandırma, çökeltilerin boyutlarında önemli bir değişme olmadan,  $\alpha$ -Mn çökeltilerinin miktarlarında bir artma sağlar (Şekil 4c). Yaşlandırma işlemi sırasındaki yapısal değişimler, sıcaklık arttıkça daha kısa yaşlandırma sürelerinde olmaktadır [15].

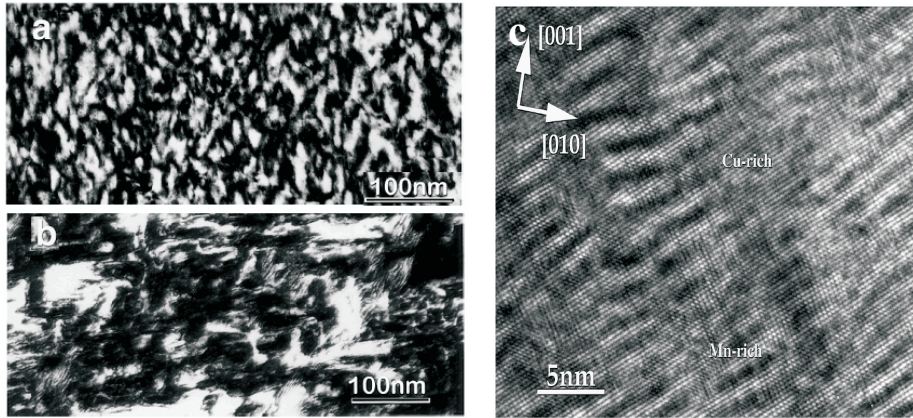


Şekil 3. 850°C'de homojenleştirilip suda soğutulan Mn-at.%15Cu alaşımındaki ikizlenmiş yapılar [9]

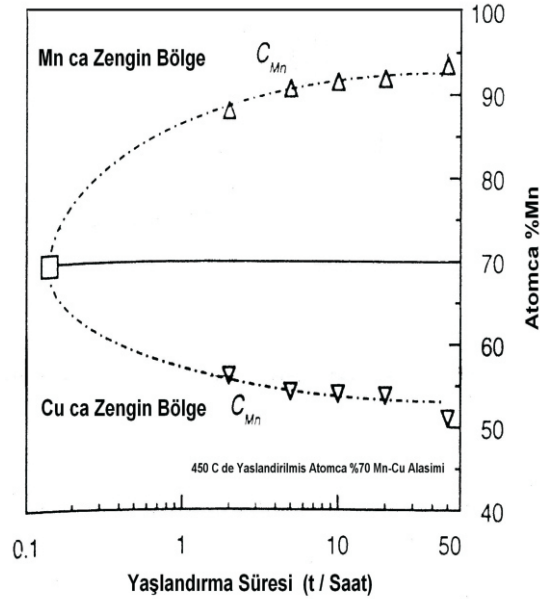


Şekil 4. Su da soğutulmuş Mn-ağ.%25Cu alaşımının farklı sürelerde 400°C'de yaşlandırılmış mikroyapıları (2500X); a) 0,5 saat, b) 10 saat, c) 30 saat [15].

Şekil 5a ve b, Mn-at.%30Cu alaşımının 400°C'de, 2 ve 20 saat yaşlandırılması sonucu ayrılmış mikroyapıları göstermektedir. 2 saat yaşlandırılmış Mn-at.%30Cu alaşımının mikroyapısı kümeler halinde gözükmektedir. 2 saat yaşlandırma sonrası bu kümeler yaklaşık 20 nm boyutundadır, 20 saat yaşlandırma sonrası ise kümelerin boyutları artmış ve yaklaşık 80 nm boyutuna ulaşmıştır. Mikroyapılarda gözlenen en önemli özellik, tane sınırları alanlarında saçaklarının olmasıdır. Uzun yaşlandırma sürelerinde bu saçaklar artmaktadır. Şekil 5c'de ise, 2 saat yaşlandırılmış Mn-at.%30Cu alaşımının daha yüksek büyütme oranlarındaki TEM görüntüsü verilmiştir. Süreksiz saçaklı bölgeler ile karakterize edilen iki fazlı mikroyapıdaki bu bölgelerin kalınlıkları yaklaşık 1,5 nm ( $1,5 \times 10^{-3} \mu\text{m}$ ) dir ve 5-10 nm ( $5-10 \times 10^{-3} \mu\text{m}$ )'lik alanlarda uzamaktadır. Şekil 5c'de gösterilen saçaklı bölgeler sınırlı boyutlara ve iki fazlı mikroyapıya sahiptir. Bu bölgelerin, yapılan TEM ölçümler sonucu Mn'ca zengin ve Cu'ca zengin bölgeler olduğu ve tavlama süresi arttıkça bu bölgelerdeki Mn konsantrasyonlarının değiştiği görülmüştür (Şekil 6) [12].



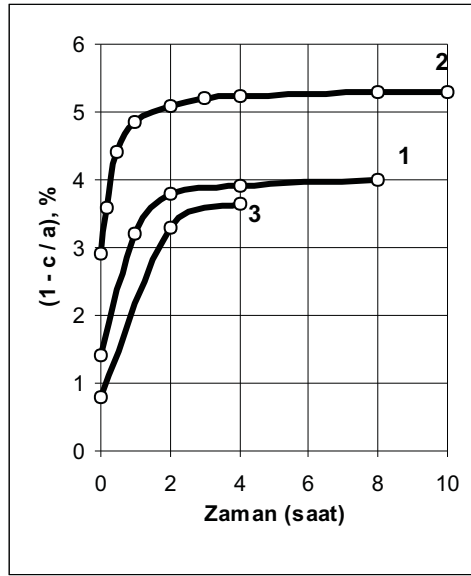
Şekil 5. Mn-at.%30Cu alaşımlarının ayrılmış mikroyapıların TEM görüntüsü, a) 450°C'de 2 saat yaşlandırılmış yapı, b) 450°C'de 20 saat yaşlandırılmış yapı c) 450°C'de 2 saat yaşlandırılmış alaşımlarının yüksek çözünürlüklü TEM görüntüsü [12].



Şekil 6. Mn-at.%30Cu alaşımındaki Mn'ca zengin ve Cu'ca zengin bölgelerdeki Mn konsantrasyonunun yaşlandırma süresi ile değişimi [12].

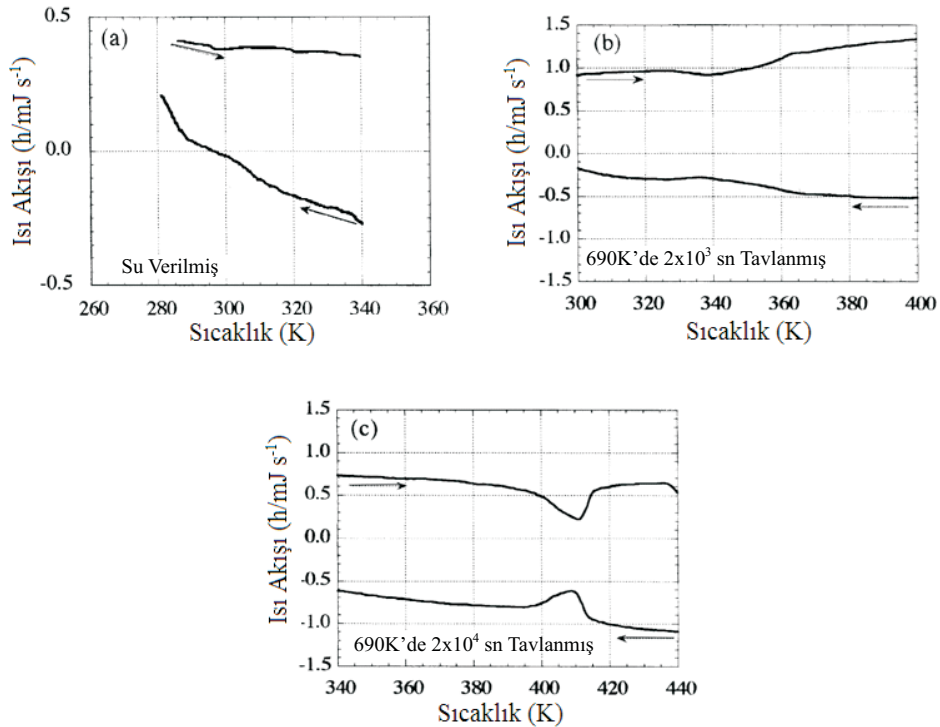
Mn ve Cu'ca zengin bölgelerin 2 saat yaşlandırılmış numune de olduğu görülmüştür ve daha uzun yaşlandırma süresi ile Mn'ca zengin bölgelerin hacimsel oranları bir parça azalır [12]. Artan tavlama süresi, YMK kafes ile hemen hemen saf Mn bölgelerinin oluşmasına rehberlik eden Mn'ca daha zengin ve daha büyük ayrışmalara sebep olur. Bu bölgeler kritik bir boyuta ulaştığı zaman  $\gamma$   $\alpha$  dönüşümü meydana gelir ve  $\alpha$ -Mn çökelir. Çok uzun süreli tavlama sonucu ise yapıdaki tüm Mn'ca zengin bölgeler tamamıyla  $\alpha$ -Mn'a dönüşür [14,16].

Yaşlandırma ve yaşlandırma süresinin bir diğer etkisi ise YMT yapının tetragonallik derecesinin artan yaşlandırma süresi ile artmasıdır (Şekil 7). Mn-Cu alaşımları için tetragonallik derecesinin alabileceği maksimum değer yaklaşık 0,05'dir. Mn-Cu alaşımlarında tetragonallik derecesi arttıkça şekil bellek etkisi de o derece artar [16].



Şekil 7. Suda soğutulmuş ve 450°C'de tavllanmış Mn-Cu alaşımlarının YMT fazının tavlama süresi ile tetragonallik derecesi değişimi;  
1) Mn-%20Cu, 2) Mn-%17Cu-%3Cr, 3) Mn-%15Cu-%5Ni [16].

Su verilmiş Mn-Cu alaşımları 350 – 500°C arasında tavlандığı zaman dönüşüm sıcaklıkları da artar. Su verilmiş Mn-Cu alaşımlarında dönüşüm sıcaklık aralığı ( $M_s$  ile  $M_f$  veya  $A_s$  ile  $A_f$  arası) ortalama 40°C iken temperlenmiş alaşımlarda bu sıcaklık aralığı ortalama 5°C'ye kadar düşer [13]. Şekil 8, su verilmiş ve 690K'de yaşlandırmadan sonraki Mn-at.%20Cu alaşımının dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek amacıyla yapılan DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) ölçümleri sonucu elde edilen DSC eğrilerini göstermektedir. Su verilmiş numunedeki dönüşüm pikleri çok küçük ve geniştir. Yaşlandırma işleminden sonraki pikler netleşmiş, dönüşüm sıcaklıkları daha yüksek sıcaklıklara kaymış ve dönüşüm sıcaklık aralıkları azalmıştır [6].



Şekil 8. Mn-at.%20Cu alaşımının DSC eğrileri; (a) Suda soğutulmuş, (b) 690 K (417°C)'de  $2 \times 10^3$  sn tavllanmış, (c) 690 K (417°C)'de  $2 \times 10^4$  sn tavllanmış [6].

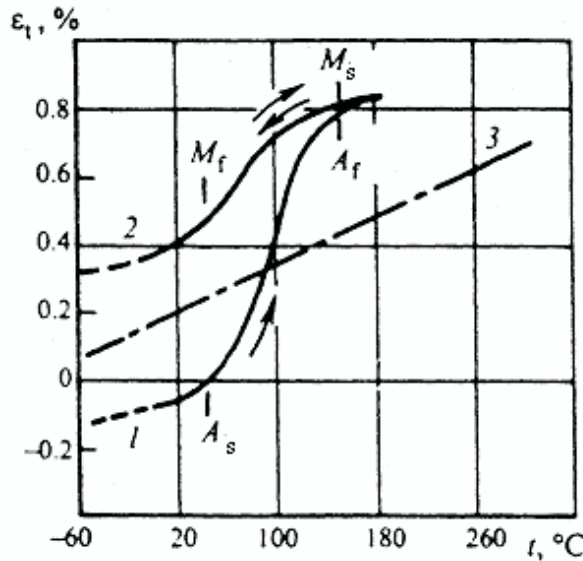
#### 4. Mn-Cu ALAŞIMLARININ ŞEKİL BELLEK ÖZELLİĞİ

Sıcaklıktaki değişim ile Mn – Cu alaşımlarındaki geri çevrilebilir termo deformasyonun meydana gelişi Şekil 9'da (1 ve 2 nolu eğriler) gösterilmiştir. Burada Mn-%16Cu alaşımı YMT fazında iken oda sıcaklığında eğme ile  $\epsilon = 1,5\%$ lik bir ön deformasyona uğratılmıştır [16].

Isıtıldığı zaman numune önceki deformasyonunun (1 numaralı eğri) tersi bir yönde eğilmeye başlar. İşlemin  $140^\circ\text{C}$  de tamamlandığı bu nokta incelenen alaşımda YMTYMK ters dönüşümünün son bulunduğu noktadır ( $A_f$ ). Numune önceki plastik deformasyonun yaklaşık % 50'sini geri çevirmiştir. Sonraki soğutmada, YMK YMT dönüşümünün başladığı sıcaklık ( $M_f$ ) sayesinde şerit oda sıcaklığındaki şekline kendiliğinden geri dönmektedir (Şekil 9, 2 nolu eğri). Ters deformasyon, ilk deformasyonun yaklaşık % 25'i kadardır. Tekrarlanan ısıtma – soğutma numunenin şeklini tersine çevrilebilirliğini değiştirir (Şekil 9, 2 nolu eğri) [11,16].

Numunelerin soğutma sonrasında da termal deformasyon parametreleri, aslında yönlenmiş iç gerilmeler tarafından idare edilir. Böyle gerilme bölgeleri ters martenzitik dönüşüm üzerine görülür, zira farklı deformasyon mekanizmaları (kayma veya ikizlenme) tarafından karakterize edilen mikro hacimler, ön deformasyondan önce martenzitte görülür. Tersine çevrilebilir termal deformasyonun değeri, alaşımdaki azalan yönlü iç gerilmeler ile azalır [11].

Kayma ile oluşturulmuş mikro hacimler de, yönlü gerilme bölgeleri gözlemlendiği için; bunların seviyesi, alaşımın mikro hacimlerdeki akma gerilmesi ile belirlenir. Bundan dolayı, bu alaşımların akma gerilmesi ile termo deformasyon karakteristikleri arasındaki ilişki (hem teorisi hem de pratiği ilgilendirdiği için) ve bu verilerin kökeni olan termal deformasyon özelliklerinin oluşum mekanizmalarının saptanabilmesi için bunların kontrol metodlarının incelenmesi gerekir [11].



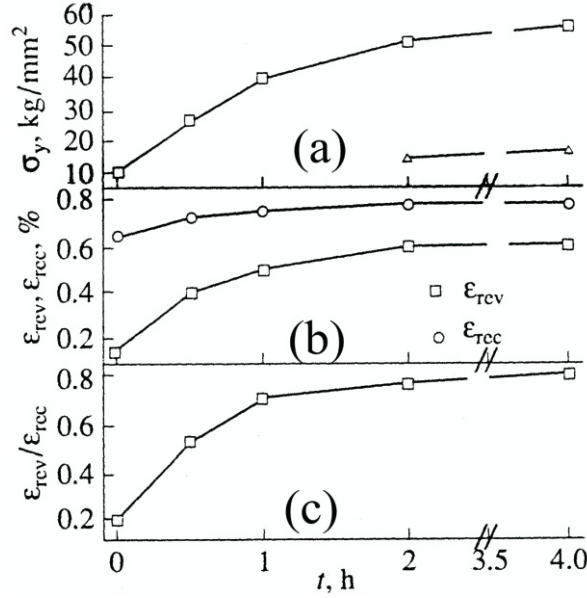
Şekil 9. Geri dönerbilir şekil bellek etkili su da soğutulmuş Mn-%16 Cu alaşımının (1-2) ve bir termobimetalin termo deformasyonu(3) 1)Ön deformasyon verilmiş alaşımın  $A_f$  sıcaklığına ısıtılması, 2)  $M_s$ 'den soğutma ve  $A_f - M_s$  arası ısıtma soğutma çevrimi [16].

#### 5. Mn-Cu ALAŞIMLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Mn-at.%18Cu alaşımının akma gerilmesi  $450^\circ\text{C}$ 'deki tavlama süresinin bir fonksiyonu olarak Şekil 10a'da gösterilmiştir. Aynı numune martenzitik bölgenin üstünde test edildiğinde, akma gerilmesi çok düşük değerlerdedir. Şekil 10a'da gösterilen verilerin karşılaştırılmasında görülmektedir ki, aynı sıcaklıkta farklı sürelerde temperlemeden sonra alaşımın gerilme değerleri farklılık göstermektedir. [11].

Termal deformasyon miktarının tavlama süresine bağlılığı, tersine çevrilebilir (iki yönlü) termal deformasyon  $\epsilon_{rev}$ 'in

mutlak ve bağıl değerleri akma gerilmesi davranışı ile benzer olarak, tavlama süresi ile arttığını göstermiştir (Şekil 10b-c). Kısa temperlemekten sonraki ters şekil değişimi  $\epsilon_{rec}$ 'deki artma daha küçüktür; bunun YMT fazın tetragonallik derecesinden olduğu sanılmaktadır. Tersi bir durum tersine dönebilir termal deformasyondan ortaya çıkar. Güçlendirilmiş alaşımlardaki yönlü iç gerilmeler daha yüksek değerlere ulaşır, benzer şekilde, ön martenzitik dönüşüm üzerine martenzit kristallerinin daha etkili yönelmesine sebep olur [11].

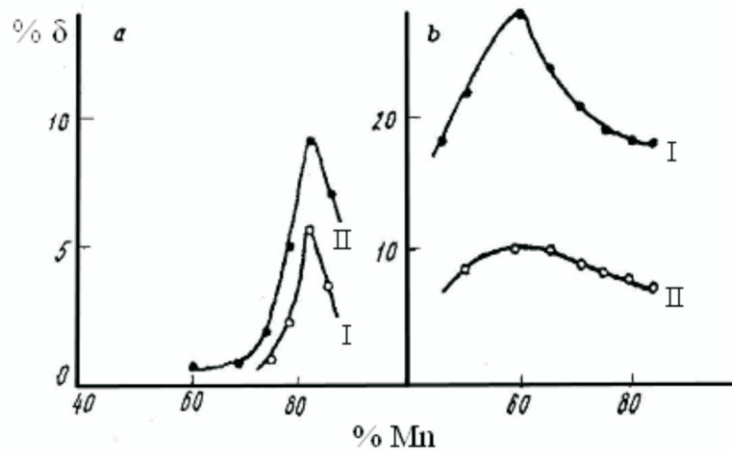


Şekil 10. 450°C'de tavllanmış Mn-at.%18Cu alaşımında temperleme süresinin (a) akma gerilmesi üzerine (b) şekil geri dönüşü  $\epsilon_{rec}$  ve onun ters değişimi  $\epsilon_{rev}$  üzerine (c) şekil değişim oranları üzerine etkisi [11].

## 6. Mn-Cu ALAŞIMLARININ SÖNÜMLEME ÖZELLİKLERİ

Mn-Cu alaşımlarının en önemli özelliği, hızlı soğutma ve ısı işlemler sonucu elde edilen yarı kararlı YMT fazdaki ikizlerden dolayı oluşan yüksek sönmüleme kapasitesidir [14].

Haddelenmiş ve 750–850°C'de homojenleştirildikten sonra suda soğutulmuş ve sonrasında 400°C'de 20 saat tavllanmış %50, 60, 65, 70, 75, 80, 82 ve 85 Mn içeren alaşımların titreşim logaritmik kararlılığı ölçülmüş ve sonuçta şekil 11'deki diyagram elde edilmiştir. Diyagramda da görüldüğü gibi %80–82 Mn içeren Mn-Cu alaşımlarında maksimum sönmüleme özelliği tespit edilmiştir [17].



Şekil 11. Titreşimin logaritmik kararlılığının konsantrasyona bağlılığı (a) Su verilmiş Mn-Cu (I), 400°C'de 20 saat tavllanmış Mn-Cu alaşımları (II), (b) değişken deformasyonun genliği  $\epsilon = 2 \times 10^{-3}$  (I),  $\epsilon = 0,5 \times 10^{-3}$  [17].



## 7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Ağırlıkça % 60'dan fazla Mn içeren bütün Mn-Cu alaşımlarında iki yönlü şekil bellek özelliği mevcuttur. Bu alaşımlarda Mn oranı arttıkça ve 400 – 450°C'de uygun sürelerde tavlandıklarında şekil bellek özellikleri ve dönüşüm sıcaklıkları ( $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$  ve  $A_f$ ) artmaktadır.

Mn-Cu alaşımlarında tavlama sonucu yapıda Mn'ca zengin ve Cu'ca zengin bölgeler oluşur. Tavlama süresi arttıkça yapıdaki Mn'ca ve Cu'ca zengin bölgelerin arttığı görülmüştür. Şekil bellek özelliğini idare eden Mn'ca zengin bölgelerin oranı ve içerdikleri Mn miktarlarının artması ile alaşımın şekil bellek özelliği de iyileşmektedir. Ayrıca tavlama süresi arttıkça, hızlı soğutma sonucu YMT yapıya sahip olan alaşımın tetragonallik derecesi de ( $I-c/a$ ) artmaktadır ve buda Mn-Cu alaşımlarının şekil bellek özelliğini olumlu yönde etkilemektedir.

Mn-Cu ŞBA'larında, martenzit – ostenit dönüşüm histerezisi çok küçük olduğunda ve iki yönlü şekil belleğine sahip olduklarından küçük sıcaklık değişimlerine duyarlı hassas kontrollü ölçü aletleri üretimine elverişlidir. Ayrıca içermiş oldukları ince ikizler sayesinde yüksek titreşim sönümleme özelliğine de sahiptirler ve bu özellikleri ile makine parçalarında ses ve titreşim sönümleyici olarak, binalarda ise deprem sönümleme elemanı olarak kullanılabilir.

## KAYNAKLAR

- [1] Baksan Bedri, 2004, “Bakır Alüminyum Alaşımlarından Hızlı Soğutma Yöntemi ile Şekil Bellekli Malzeme Üretimi”, Doktora Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Eskişehir
- [2] Hansen J., 1988, “Shape Memory Alloys”, Material Science (Çev. Görgülü F., “Hatırlayan Metaller” Bilim Teknik Dergisi)
- [3] Selimbeyoğlu E., 1992, “Design of Shape Memory Alloys Actuators”, Doctor of Philosophy Thesis, Middle East Technical University.
- [4] Fındık F., Oğur A., Karadeniz E., Genel K., Özgirgin M.C., 1995, “Hafızalı Malzemeler Ve Üretimi”, 6. Denizli Malzeme Sempozyumu.
- [5] Barnes Clive, Copper Development Association, New York, A.B.D., CDA yayınları websitesi, [www.copper.org/technology/1997/07/shape.html](http://www.copper.org/technology/1997/07/shape.html)
- [6] Tsuchiya K., Sato H., Edo S., v.d., “Correlation between fcc-fct transformation behavior and spinodal decomposition in - MnCu alloys”, Materials Science and Engineering, AA273-275, (1999), 181-185
- [7] Cunyi X., Lide Z. and Litian W., “Non-linear internal friction and resonance in manganese – copper alloys”, Journal of Materials Science, 29 (1994), pp 3813-3816.
- [8] Bashchenko G.A., Vintaikin E.Z., Nosova G.I., v.d., “Effect of chromium and nickel on microstructure and properties of shape memory Mn-Cu alloys”, The Physics of metals and Metallography, Vol.77, No.5, 1994, pp.522-526 (Translate: 1994 Fizika Metallov i Metallovedenie)
- [9] QingchaoT., Fuxing Y., Takuya S., Kotobu N., 2006, “Reverse Transformation Behavior of a Prestrained MnCu Alloy”, Acta Materialia, 54 (2006), 1805-1813.
- [10] Vintaikin E.Z. and Nosova G.I., “Plastic Deformation of Structurally Inhomogeneous Martensite in - Manganese Alloys after FCC–FCT Transformation”, Doklady Physics, Vol.45, No.2, 2000, pp. 58-61, ( Translate : Doklady Akademii Nauk, Vol. 370, No.4, 2000, pp. 469–472.)
- [11] Vintaikin E.Z., Nosova G.I., v.d., “Effect of strength on the thermodeformational characteristics of the Mn-Cu alloys having reversible shape memory”, The Physics of metals and Metallography, Vol. 84, No.3, 1997, pp.316–319, (Translate: 1997 Fizika Metallov i Metallovedenie).
- [12] Yin, F., Ohsawa, Y., Sato, A., Kawahara, K., 2000, “Phase Decomposition of The  $\gamma$  Phase in a Mn-30 at.% Cu Alloy During Aging”, Acta Materilia, v.48, pp.1273-1282.
- [13] Vintaikin E.Z., Udovenko V.A., Litvin D.F., Makushev S.Yu., Dmitriev V.B., “Shape Memory Effect in Antiferromagnetik  $\gamma$  – Manganese Alloys”, Fizika, No.5, pp.104-117, May, 1985.
- [14] Rakhshadt A.G., Favstov Yu.K. and Kochetkova L.P., “Structural Transformations in Mn-Cu Alloys with High Damping Capacity”, Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, No.2, pp.19-23, February, 1973.
- [15] Kochetkova, L.P., Favstov, Y.K., 1976, “Physicomechanical properties of Mn-Cu Structural Alloys”, Kirov polytechnical Institute, Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, No.2, pp.39-40.
- [16] Vintaikin E.Z. and Nosova G.I., “Reversible shape memory effect in alloys of the Mn-Cu system”, Metal Science and Heat Treatment, Vol.38, Nos. 9-10, 1996. ( Translate : Metallovedenie Termicheskaya Obrabotka Metallov, No.9, pp. 34–37, September 1996. )
- [17] Udovenko V.A., Vintaykin Ye.Z., v.d., “The Mechanism of Formation of The Damping Properties of - Mn-Cu Alloys With FCT Structure”, Phys.Met.Metall., Vol.70, No.5, pp.125-132, 1990. (Fiz.Metal.Metalloved., No.11, 128-134, 1990.)