



**T.C.  
KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
FİZİK ANABİLİM DALI**

**ŞEKİL HATIRLAMALI Cu-Al-Ni VE Cu-Zn-Al  
ALAŞIMLARIN ÜRETİLMESİ VE ÖZELLİKLERİNİN  
İNCELENMESİ**

**ALİ KEMAL SOĞUKSU**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**KAHRAMANMARAŞ  
EYLÜL-2006**



**T.C.  
KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
FİZİK ANABİLİM DALI**

**ŞEKİL HATIRLAMALI Cu-Al-Ni VE Cu-Zn-Al ALAŞIMLARIN  
ÜRETİLMESİ VE ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**ALİ KEMAL SOĞUKSU**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**KAHRAMANMARAŞ  
Eylül-2006**

**T. C.**  
**KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**  
**FİZİK ANABİLİM DALI**

**ŞEKİL HATIRLAMALI Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al ALAŞIMLARININ**  
**ÜRETİLMESİ VE ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**ALİ KEMAL SOĞUKSU**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Kod No:**

**Bu tez 12 / 09 / 2006 Tarihinde Aşağıdaki Jüri Üyeleri Tarafından**  
**Oy Birliği ile Kabul Edilmiştir.**

.....  
**Prof. Dr.**  
**Ali DOĞAN**  
**DANIŞMAN**

.....  
**Doç. Dr.**  
**Musa GÖĞEBAKAN**  
**ÜYE**

.....  
**Yrd. Doç. Dr.**  
**Mükerrem KURTOĞLU**  
**ÜYE**

**Yukarıdaki imzaların adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylım.**

.....  
**Prof. Dr. Özden GÖRÜCÜ**  
**Enstitü Müdürü**

**Bu tez, K.S.Ü. Araştırma Projeleri Yönetim Birimi Başkanlığı'nca 2005/4-11 nolu proje tarafından ve DPT'nin 103K120730 nolu projesi tarafından desteklenmiştir.**

**Not: Bu tezde kullanılan özgün ve başka kaynaktan yapılan bildirişlerin, çizelge, şekil ve fotoğrafların kaynak gösterilmeden kullanımı, 5846 Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümler tabidir.**

## 1. GİRİŞ

### 1.1. Giriş

Şekil hatırlamalı alaşımlar malzeme biliminde uygun bir ısıl işlem ile gerçek şekline veya boyutuna geri dönebilme yeteneğine sahip metalik malzemeler olarak bilinir. Bu alaşımlar ısıl değişimlere duyarlı fonksiyonel malzemelerdir. Temel karakteristikleri, kritik dönüşüm sıcaklığının üzerinde ve altında iki farklı şekil veya kristal yapısına sahip olmalarıdır. Nispeten düşük sıcaklıklarda deforme edilebilen bu malzemeler, daha yüksek sıcaklıklarda deformasyon öncesi şekillerine dönebilmektedirler.

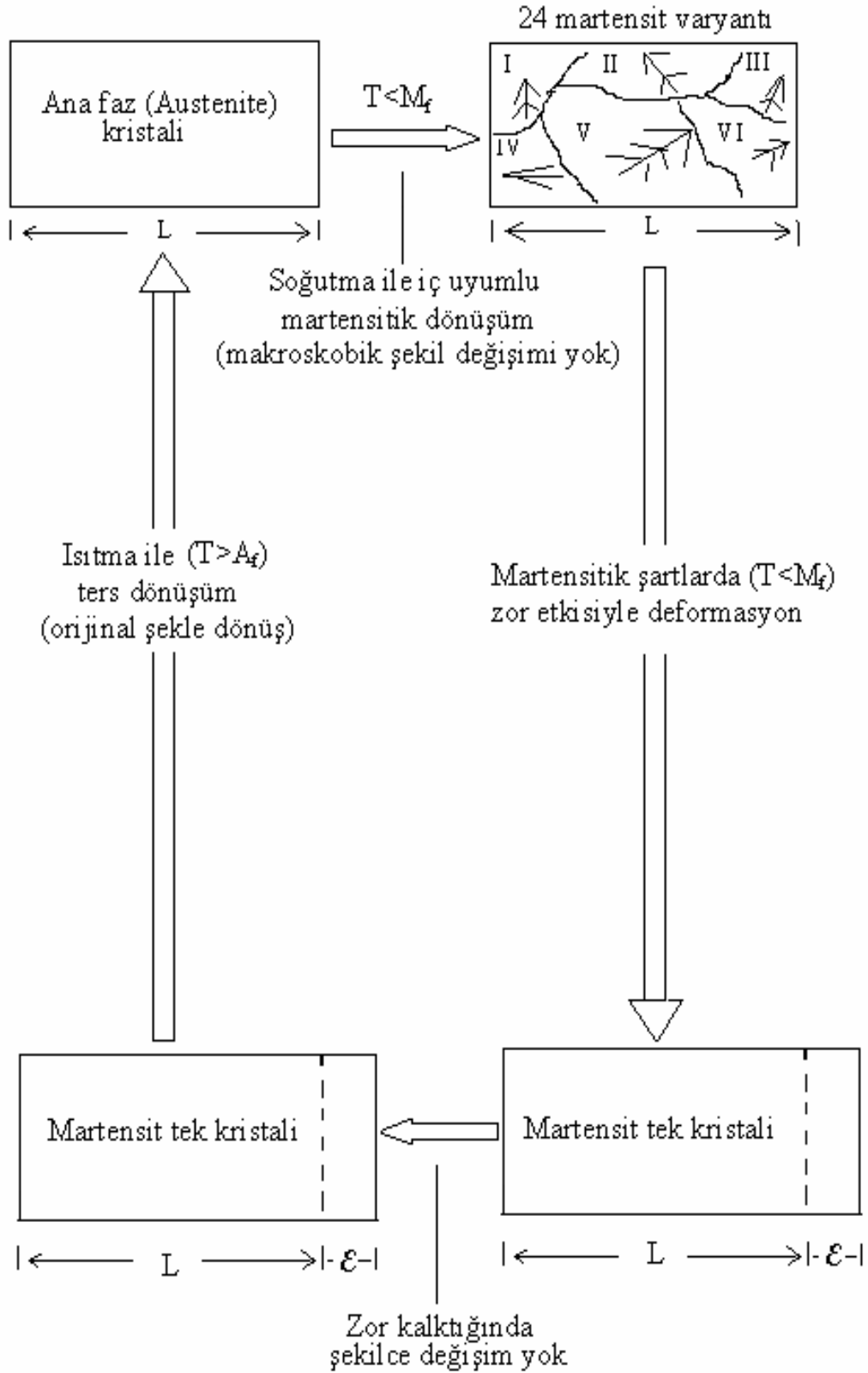
Şekil hatırlamalı alaşımların çoğu termoelastik martensitik yapı sergileyen malzemelerdir. Martensitik yapıli şekil hatırlamalı alaşım, dönüşüm sıcaklığının altında ikizlenme ve kayma mekanizmaları ile deforme edilebilir. Austenite (ana faz) dönüşüm için ısıtma uygulandığı zaman ikizlenmiş olan yapı eski haline döner, dolayısıyla bu alaşımlarda deformasyon yok edilebilmektedir.

Uygulamalarda şekil hatırlama etkisi gösteren çok sayıda alaşımların olduğu bilinmekle birlikte bunlar arasında en çok ilgi görenler (Ni-Ti) alaşımlar ve bakır esaslı alaşımlardır. Günümüze kadar bu alaşım sistemlerinden NiTi ve Cu-esaslı birkaç alaşım üzerine yoğun araştırmalar yapılmıştır. Öte yandan bu alaşımlara olan ilginin yüksek olmasının ve endüstride bir çok kullanım alanına sahip alaşımlar olmasının nedeni olarak, şekil değişimi esnasında önemli büyüklükte kuvvet üretebilmeye sahip olmaları ve dönüşüm sıcaklıklarının uygulanabilirliği açısından da kolay bir aralık taşıması gösterilebilir.

Bu çalışmada, CuAlNi ve CuZnAl alaşımlarının hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen şeritlerin ve mekaniksel öğütme yöntemi kullanılarak üretilen toz alaşımların yapısal ve termal özellikleri incelendi. Bu çalışmada incelenen ve üniversitemiz laboratuvarında üretilen alaşımların Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) analizleri hem kendi laboratuvarımızda hem de Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi'nde, X-ışınları incelemeleri ise Kayseri Erciyes Üniversitesi'nde incelendi.

### 1.2. Şekil Hatırlama Olayı Mekanizması

Şekil hatırlama olayının mekanizması Şekil 1.1 de şematik olarak gösterilmiştir (Wayman, 1984).  $T < M_f < M_s$  sıcaklığında tamamen martensit fazda bulunan bir numuneye dışarıdan bir zor uygulandığında şekli değişir. Burada  $M_s$  ve  $M_f$  sıcaklıkları sırasıyla martensit başlama ve bitiş sıcaklıklarıdır. Yapılan bu plastik deformasyon sonucunda zor numune üzerinden kaldırıldığında, numune deforme edilmiş şeklini alır. Plastik deformasyonu kaldırmak için deforme edilmiş numunenin sıcaklığı  $T > A_f > A_s$  olacak şekilde artırılır. Burada  $A_s$  ve  $A_f$  sıcaklıkları sırasıyla austenit fazın oluşmaya başladığı ve tamamlandığı sıcaklıklardır (Wasilewski, 1975). Uygulanan bu işlemler sonunda deformasyon öncesi orijinal faza, yani austenit yapıya ulaşılır. Numunenin bu şekilde bir dönüşüm mekanizması ile orijinal şeklini tekrar kazanması, şekil hatırlama olayı olarak adlandırılır. Atomların yer değiştirme miktarı çok büyük olmamasına rağmen, hepsinin birden hacimsel yönden aynı doğrultuda hareket etmesinden dolayı, dönüşüm sonucunda makroskopik bir şekil değişimi gerçekleşir. Sonuç olarak normal metal ve alaşımlardan farklı niteliklere sahip olan şekil hafıza etkisi ve süperelastisite gibi eşsiz ve üstün özellikler açığa çıkar (Otsuka, K. ve Kakeshita, T, 2002). Orijinal şeklini alan numunenin tekrar  $T < M_f$  sıcaklığına kadar soğutulmasıyla deforme edilmiş şeklini yeniden kazanması da tersinir şekil hatırlama olayının bir sonucudur. Şekil hatırlama olayı, ikili ve üçlü alaşımlarda görülebildiği gibi dördüncü bir elementin eklenmesi ile görülebilmektedir.



Şekil 1.1. Şekil hatırlama olayını açıklayan şematik gösterim (Wayman, 1984).

### 1.3. CuAlNi ve CuZnAl Şekil Hatırlamalı Alaşımların Özellikleri

Şekil Hatırlamalı Alaşımlar Cu-esaslı, CuAlNi ve CuZnAl gibi üçlü alaşımlarda görülebildiği gibi ayrıca manganezde içeren dördümlü modifikasyonunda mümkündür. Bor, seryum, kobalt, demir, titanyum, vanadyum ve zirkonyum gibi elementler ince taneli yapı elde etmek için bünyeye katılır. Çizelge 1.1'de bu alaşımların en önemli özelliklerinden bazıları verilmiştir. Mangan elementi hem CuZnAl, hem de CuAlNi alaşımların dönüşüm sıcaklıklarını düşürür ve yüksek alüminyum içeren alaşımların ötektik noktasını değiştirir. Daha iyi süneklilik için alüminyumun yerine mangan katılabilir.

Bakır esaslı şekil hatırlamalı alaşımlar yarı-kararlı halde olduğundan şekil hatırlama etkisini sağlayan beta fazının korunması için bu fazda ısıl işlem ve ardından da kontrollü soğutma yapılmalıdır. Uzun süreli ısıtma çinko buharlaşmasına ve tane büyümesine neden olduğundan bu durumdan kaçınılmalıdır. Su verme sertleştirme işlemi olarak kullanılır. Açık havada soğutma işlemi bazı yüksek alüminyum içeren CuZnAl ve CuAlNi alaşımları için yeterli olabilir. CuZnAl alaşımlarında soğutma hızı yüksek olduğundan martenzit faza direkt dönüşüm olması, martensitin kararlılığını hassaslaştırır. Bu etki tersinir dönüşümün daha yüksek sıcaklıklara kaymasına neden olur. Bu nedenle dönüşüm gecikir ve tam olarak şekil geri kazanımı sağlanamaz.

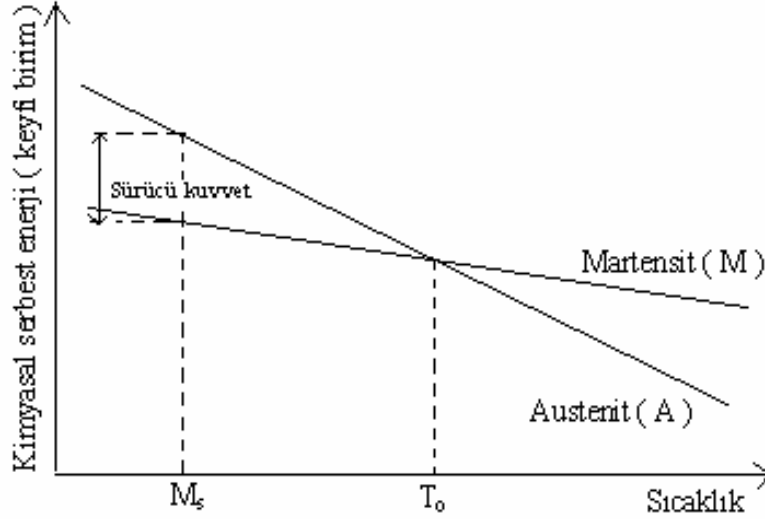
**Çizelge 1.1.** CuZnAl ve CuAlNi Şekil Hatırlamalı Alaşımların Bazı Özellikleri

	CuZnAl	CuAlNi
<b>Isıl Özellikler</b>		
Erime sıcaklığı (°C)	950-1120	1100-1600
Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	7.64	7.12
Elektrik direnci (micro-ohm*cm)	8.5-9.7	11-13
Isıl iletkenlik (W/cm*°C)	120	30-43
Isı kapasitesi (J/kg *°C)	400	373-574
Maksimum çekme dayanımı (MPa)	600	500-800
<b>Şekil hafıza özellikleri</b>		
Dönüşüm sıcaklıkları (°C)	<120	<200
Geri kazanılır gerinim (%)	4%	4%
Histeresis, delta (°C)	15-25	15-20

### 1.4. Martensitik Dönüşümler

Martensitik faz dönüşümü, numune sıcaklığının hızla düşürülmesi veya austenit yapıya dıştan uygulanan bir mekanik zor ya da her ikisinin aynı anda uygulanmasıyla meydana gelir. Austenit kristal yapı, bir  $T_0$  sıcaklığında termodinamik dengededir. Kristal yapı bu sıcaklıktan hızla soğutulursa kritik bir  $M_s$  sıcaklığından sonra, austenit kristal yapı içerisinde martensit yapı oluşmaya başlar. Bu  $M_s$  sıcaklığına martensit başlama sıcaklığı denir ve değişik alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. ( $T_0 - M_s$ ) sıcaklık farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjiyi, bu enerji de dönüşüm için gerekli sürücü kuvveti doğurur bu Şekil 1.2'de görülmektedir. Bu anda dışarıdan uygulanacak bir mekanik zor ile,  $M_s$  sıcaklığı  $T_0$  sıcaklığının çok altına düşmeden dönüşüm başlayabilir. Dışarıdan uygulanan bu mekanik zor  $M_s$  yi artırdığı gibi dönüşen hacim miktarını da artırır (Christian, 1975; Funakubo, 1987).  $M_s$  sıcaklığında başlayan martensit dönüşüm belli bir sıcaklık aralığında devam eder ve durur. Dönüşümün bittiği bu sıcaklığa martensit bitiş sıcaklığı ( $M_f$ ) denir. Martensit haldeki dönüşmüş numune ısıtılınca tekrar ana faz olan austenit yapıya dönüşür. Bu nedenle martensit dönüşüm tersinir bir olaydır. Ters dönüşüm de martensit dönüşümde olduğu gibi belli bir

sıcaklıkta başlayıp belli bir aralıkta devam ettikten sonra tamamlanır. Bu sıcaklıklar da austenit başlama ( $A_s$ ) ve austenit bitiş ( $A_f$ ) sıcaklıkları olarak adlandırılır.



Şekil 1.2. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi.

#### 1.4.1. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği

Martensitik dönüşüm, difüzyonsuz olarak bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşümle karakterize edilir. Difüzyonsuz martensitik dönüşümler çoğu metaller, alaşımlar ve bileşiklerde gözlenmiştir. Martensitik dönüşüm katılardaki bir katı-katı faz dönüşümünü ifade eder.

Martensitik dönüşüm şu şekil de anlatılabilir. Bir örgü dönüşümü, kesme deformasyonunu ve atomik hareketi içine alır. Martensitik dönüşüm, metal ve alaşımlarda görülen birinci mertebeden bir yapısal faz dönüşümü olup austenit (ana) faza dışarıdan uygulanan sıcaklık ve zorun ayrı ayrı veya birlikte etkisiyle martensit (ürün) fazın elde edilmesi olayıdır.

Martensitik dönüşümlerin genel özellikleri şu başlıklar altında özetlenebilir (Funakubo, 1987; Ortin ve Planes, 1989).

- 1 ) Martensitik faz, ara bir katı çözeltilidir.
- 2 ) Dönüşüm difüzyonsuzdur. Yani kristaldeki atomların dönüşüm öncesindeki komşulukları dönüşüm sonrasında da korunur.
- 3 ) Dönüşüm, sınırlı bir şekil değişikliğiyle meydana gelir. Ana faz durumunda, numunenin yüzeyi düzeltilip parlatıldıktan sonra sıcaklığı düşürülürse yüzey üzerinde meydana gelen martensitik fazlı bazı bölgeler Şekil 1.3 a' daki gibi kabartılar şeklinde gözlenir. Şekil 1.3 b de görüldüğü gibi austenit yapı ile martensit yapı arasındaki sınırdaki bozulma çizgisi ortaya çıkar. Martensitik dönüşümlere eşlik eden şekil değişiklikleri şekil hatırlama olayında önemli bir rol oynar.
- 4 ) Bir martensitik dönüşümde bozulmamış olarak kalan ve ana faz ile ürün fazı ayıran düzleme yerleşme düzlemi (habit plane) denir. Şekil 1.4 de görüldüğü gibi yerleşme düzlemi değişmez bir düzlemdir ve bu düzlem üzerindeki doğrultular bozulmamıştır.

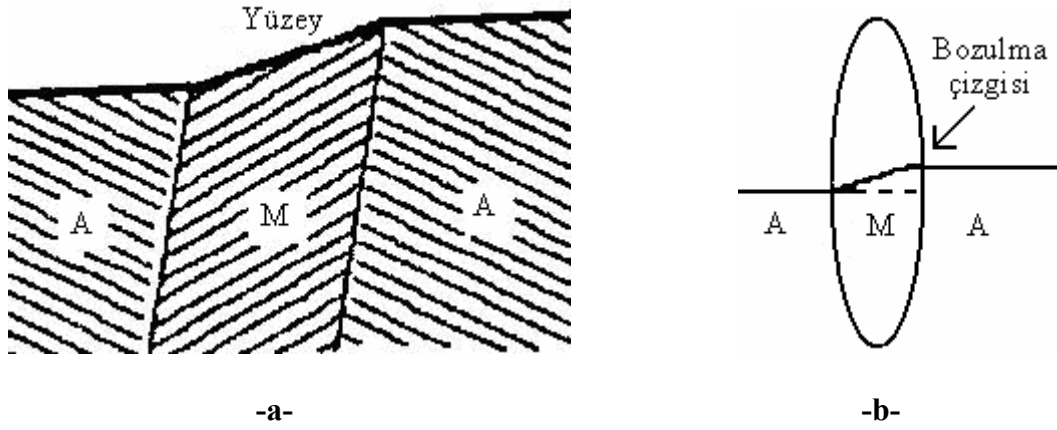
5 ) Austenit faz ile martensitik faz örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı vardır.

6) Dönüşümde kristal örgü kusurları da oluşur.

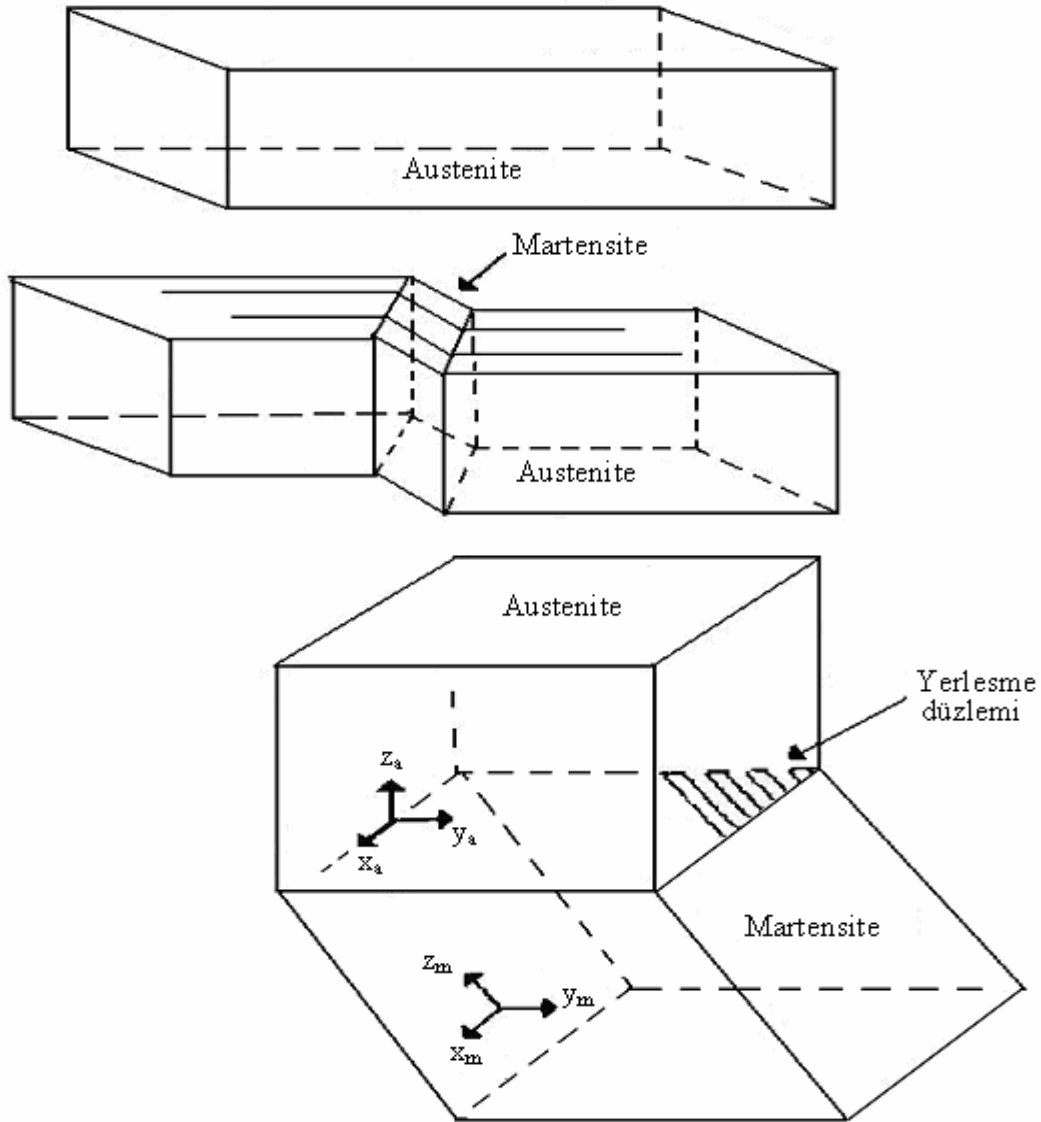
Martensitik dönüşümlerde bir ara yüzeyin büyümesiyle ürün faz oluşur. Ara yüzeyin büyümesi esnasındaki hareketler çok düzenli ve hızlıdır. Ayrıca hem çekirdek ara yüzey yapısı hem de dönme bağımdan arasında paralellik vardır.

Martensit fazı meydana gelirken farklı şekiller alabilir, bu da alaşımın cinsine bağlıdır, bu şekiller ince plaka, iğne, kama ve benzeri şekiller şeklinde olabilmektedir. Martensitik plakaların bünyesinde, kristaloğrafik ikizlerime ve dislokasyonlardan kaynaklanan kristal kusurları bulunur. Martensit plakaları, kristal yüzeyinde oluşursa yüzey kabartılarına yol açar. Bu yüzey kabartıları makroskobik olarak görülen en belirgin özelliktir.

Martensit dönüşüm; termoelastik olan ve termoelastik olmayan olarak iki farklı gruba ayrılır. Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensit dönüşümü gösterir. Çünkü, bu dönüşümde oluşan büyüme kinetikleri ve dar histerezis şekil hatırlama olayı için gereklidir.



Şekil 1.3. Martensitik dönüşüme etki eden bozulma çizgisinin kırılması ve yüzey kabartısının şekli. a ) Yüzey kabartısı, b ) Bozulma çizgisinin kırılması.



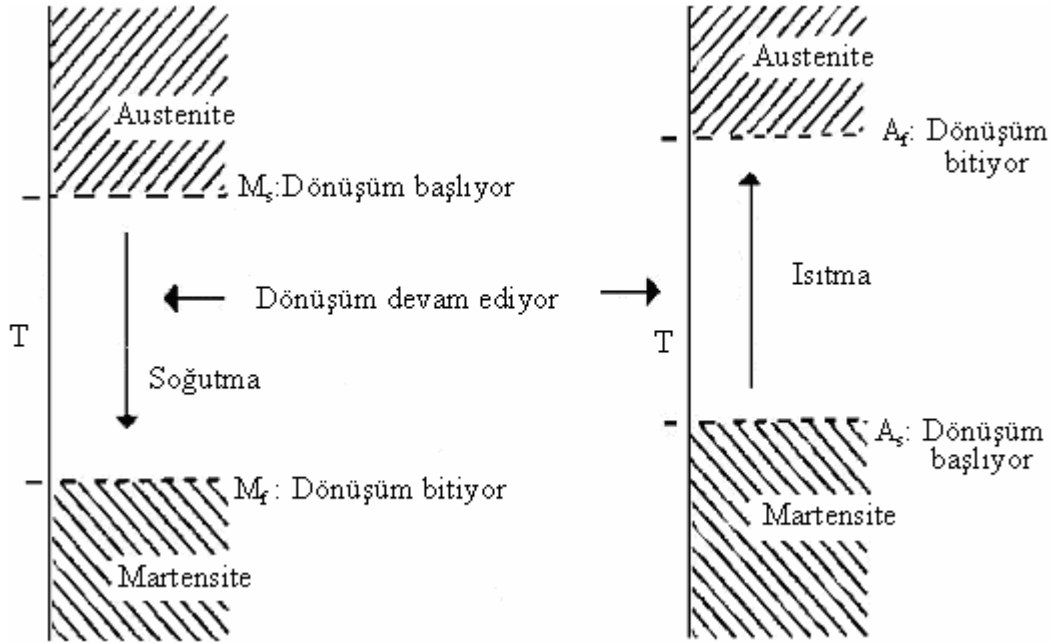
**Şekil 1.4.** Martensitik dönüşüm difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim

Sıcaklık etkisiyle meydana gelen martensitik dönüşümler, alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olarak meydana gelir. Martensitik dönüşümlerin izotermal ve atermal olması alaşımın kimyasal bileşimine bağlı değildir. Bu yüzden izotermal ve atermal dönüşümlerin her ikisi aynı alaşım içerisinde meydana gelebilir. Ancak meydana gelen dönüşümlerin bu iki tipi için dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm sonrası ürün yapıları farklıdır (Nishiyama, 1978).

Atermal dönüşümde, Austenit fazdaki numunenin sıcaklığı düşürülürse belli bir  $M_s$  sıcaklığına (yani  $T = M_s$  de) geldiğinde austenit yapı martensit yapıya dönüşür ve dönüşüm tamamlanır. Bazı durumlarda martensit,  $M_s$  sıcaklığının altında veya üstünde atermal olarak oluşabilir. Dönüşüm çok hızlı olup patlama reaksiyonları şeklinde olduğundan bu dönüşümde şekil hatırlama olayı gözlenmez.

İzotermal dönüşümde ise austenit haldeki numunenin sıcaklığı düşürülerek belli bir  $M_s$  sıcaklığına geldiğinde austenit yapı içinde martensit yapı oluşmaya, başlar. Sıcaklık

düşüşü ile dönüşüm devam eder ve  $M_f$  sıcaklığında tamamlanır. Bunun tersi de mümkündür. Martensit fazdaki alaşım ısıtılınca  $A_s$  sıcaklığında, austenit yapı oluşmaya başlar ve  $A_f$  sıcaklığında, yapı tamamen austenit faza dönüşür. Şekil 1.5 te görüldüğü gibi,  $A_s$  sıcaklığı  $M_f$  sıcaklığıyla aynı değerde değildir. İzotermal dönüşüm belli bir sıcaklıkta ani olarak başlayıp bitmediğinden ve belli bir sıcaklık aralığında devam ettiğinden bu dönüşümün olduğu alaşımlarda şekil hatırlama olayı gözlenir.



**Şekil 1.5.** Austenit yapıyla martensit yapı arasındaki izotermal dönüşümü karakterize eden sıcaklıklar

Bazı alaşımlarda izotermal ve atermal martensit dönüşümü, dönüşüm öncesi sıcaklık etkisine bağlıdır, örnek olarak Fe - %27 Ni ( $C < \%0,01$ ) alaşımı 24 saat gibi uzun bir süre yüksek sıcaklıkta ( $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) tavlınırsa atermal martensit dönüşüm gözlenir ve  $M_s = -30\text{ }^{\circ}\text{C}$  dir. Aynı alaşım bcc ( $\alpha$ ) durumunda plastik olarak deforme edildikten sonra  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  de 2 saat ısıtılarak fcc ( $\gamma$ ) durumuna geri döndüğü zaman izotermal martensit dönüşüme uğrar ve  $M_s$  sıcaklığı  $-5\text{ }^{\circ}\text{C}$  dir (Nishiyama, 1978).

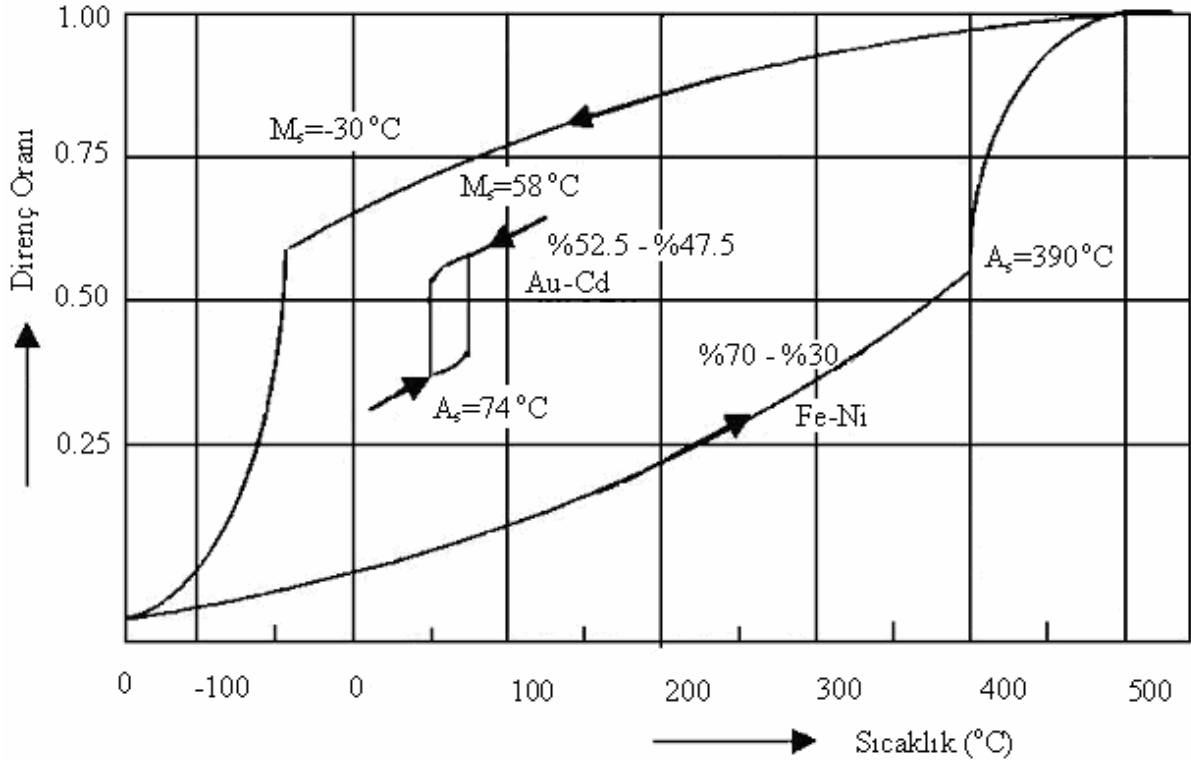
#### 1.4.2. Faz Dönüşümleri

Malzemeler üzerinde homojen sınırlarla ayrılmış ve özellikleri farklı olan bölgelere faz denir. Malzemedeki basınç, bileşim ve sıcaklıktaki herhangi bir değişim faz dönüşümüne neden olabilmektedir. Malzeme içindeki sıcaklık değişimleri, faz dönüşümünün en önemli nedenidir. Fcc yapının-bcc yapıya dönüşmesi katı-katı faz dönüşümüne örnektir. Bir malzeme faz dönüşümüne maruz kaldığında buna bağlı olarak bazı özellikleri de değişmektedir. Faz dönüşümlerinin ne olduğunun tanımlamak istersek, suyun buza dönüşümü diyebiliriz. Örnek olarak sıvı fazdan gaz faza yada gaz fazdan sıvı faza geçiş sıvı - gaz geçişine örnektir. Homojen olarak dizilmiş atomlar belirli bir fazı oluştururlar. Fakat şartlar değişirse denge bozulur. Atomlar başka bir denge konumuna geçip değişik biçimde dizilerek yeni bir faz oluştururlar. Saf cisimler tek bileşenli ve en basit yapıli sistemlerdir. Sıcaklık ve basınca bağlı olarak katı, sıvı ve gaz halinden birisinde bulunurlar. Birden fazla atom içeren çok bileşenli sistemlerin dengesi oldukça karmaşıktır.

Sıcaklık ve basıncın yanında bileşim de iç yapı oluşumunu etkiler. Bunlar değiştiği zaman değişik tür fazlar meydana gelebilir (Verhoeven, 1975; Robert ve Reed., 1964).

### 1.4.3. Martensitik Faz Dönüşüm Çeşitleri

Martensitik dönüşüm, metal ve alaşımlarda austenite faza dışardan sıcaklık ve zor etkisinin ayrı ayrı veya birlikte uygulanmasıyla martensite fazın elde edilmesi olayıdır. Martensitik dönüşümler, termoelastik ve termoelastik olmayan dönüşümler olmak üzere ikiye ayrılır. FeNi ( termoelastik olmayan ) ve AuCd ( termoelastik olan ) alaşımlarında martensit dönüşümlerinde, elektriksel iletkenliğin sıcaklığa karşı değişimi Şekil 1.6 te görülmektedir. Şekil 1.6 da açıkça görüldüğü gibi ters dönüşüm martensitik dönüşümle birleşmiştir. Bu grafikte alaşım oranları Au-%47,5Cd ve Fe-%30 Ni dir. FeNi alaşımında dönüşüm sıcaklığının ( $A_s - M_s$ ) histeresisi oldukça geniştir. Bu genişlik yaklaşık olarak 400 °C dir (Funakubo, 1987). AuCd alaşımında ise bu genişlik oldukça küçüktür. Bu değer 15 °C dir. Sürücü kuvvete ve kimyasal olmayan serbest enerjiye ihtiyaç duyulduğunda görülür ki dönüşüm, FeNi alaşımında daha büyük AuCd alaşımında ise küçüktür. Burada büyük histeresis gösteren FeNi alaşımı termoelastik olmayan bir martensit dönüşümü gösterir. Küçük histeresis gösteren AuCd alaşımı termoelastik bir martensit dönüşümü gösterir. Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensite dönüşü gösterirler. Çünkü, büyüme kinetikleri ve histeresis aralığının küçük olması şekil hatırlama olayı için gerekli olmaktadır (Saburi ve Nenno, 1981).



**Şekil 1.6.** FeNi ( termoelastik olmayan ) ve AuCd ( termoelastik olan ) alaşımlarında martensit dönüşümlerinin histeresis eğrileri (Funakubo, 1987).

Metal ve alaşımlarda austenite fazın bir kısmını, atom komşuluklarını değiştirmeden yeni bir faza dönüştüren martensite dönüşümleri, atomların toplu hareketleriyle ortaya çıkan bir faz dönüşümüdür. Martensitik dönüşümün en önemli özelliği difüzyonsuz olarak gerçekleşmesidir. Dönüşüm esnasında atomların komşulukları değişmez. Yani Martensite fazda atomların komşulukları dönüşüm öncesinde mevcut olan komşulukları ile aynıdır.

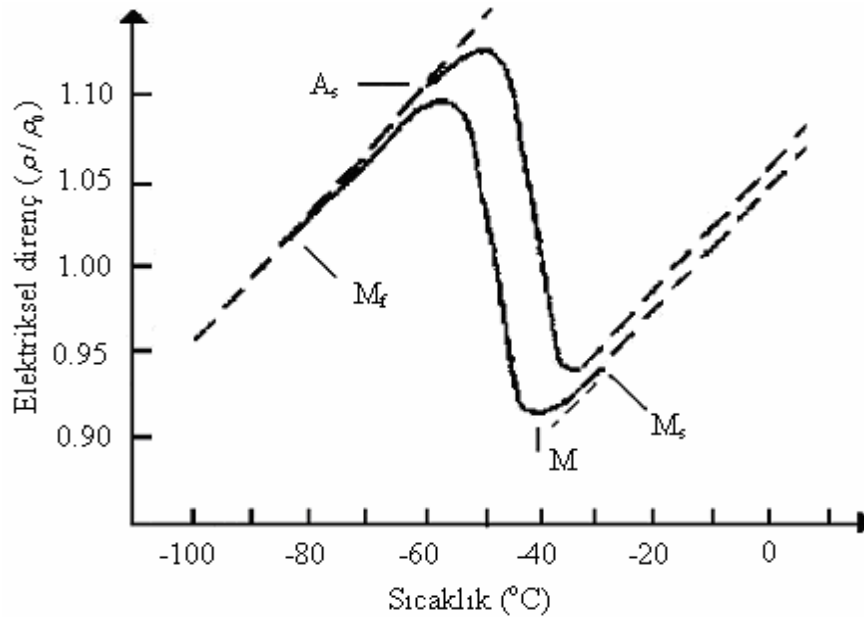
Bir başka deyişle, bu dönüşümlerde kristalin kompozisyonu değişmeyecektir (Ortin ve Planes, 1989).

Şekil hatırlama olayı sergileyen termoelastik martensite dönüşümlerinin genel özellikleri, düzenli bir yükseklik sıcaklık fazından, yani yüksek simetri fazından (genellikle bcc), kristaloğrafik olarak tersinir bir termoelastik dönüşüm ile düşük sıcaklık fazına bir dönüşüm şeklindedir (Friend, 1986).

Termoelastik olmayan martensitik faz dönüşüm, soğutma esnasında ses hızında ani bir patlama ile atermal olarak ana faz içinde yayılarak, termoelastik dönüşümde ise sıcaklık düşüşüyle ürün faz büyümek suretiyle sürekli bir durum sergilenir.

Termoelastik dönüşüm esnasındaki davranış Şekil 1.7. da görülmektedir. Termoelastik dönüşüm esnasında meydana gelen faz dönüşümü  $M_s$  sıcaklığında başlar. Bu sıcaklıkta alaşım içinde, kimyasal serbest enerjinin en düşük olduğu noktalarda plakalar teşekkül etmek suretiyle başlar. Sıcaklık düşüşüyle mevcut plakalar büyüdüğü gibi bunlara yenileri eklenerek bu işlem, kristal tamamen ürün faza dönüşüncüye kadar devam eder. Dönüşümün tamamlandığı bu sıcaklık,  $M_f$  martensit bitiş sıcaklığı olarak adlandırılır. Bundan sonra numune  $T > A_f > A_s$  sıcaklığına kadar ısıtılırsa ters dönüşüm meydana gelir. Sonuçta, en son oluşan martensit plakalarından başlamak kaydıyla ters dönüşümün etkisi ile austenit yapı elde edilir. İleri ve geri dönüşüm histeresisi alaşımın cinsine ve kompozisyonuna bağlı olarak 10-15 °C arasında değişir.

Tersinir şekil hatırlamalı alaşımlar bu özelliklerinden dolayı çeşitli teknolojik uygulamalarda ve cihazlarda kullanılmaktadırlar. Tersinirlik özellikleri nedeniyle bu alaşımlar diğer alaşım sistemlerinden farklı mekanik özellikler de gösterirler.



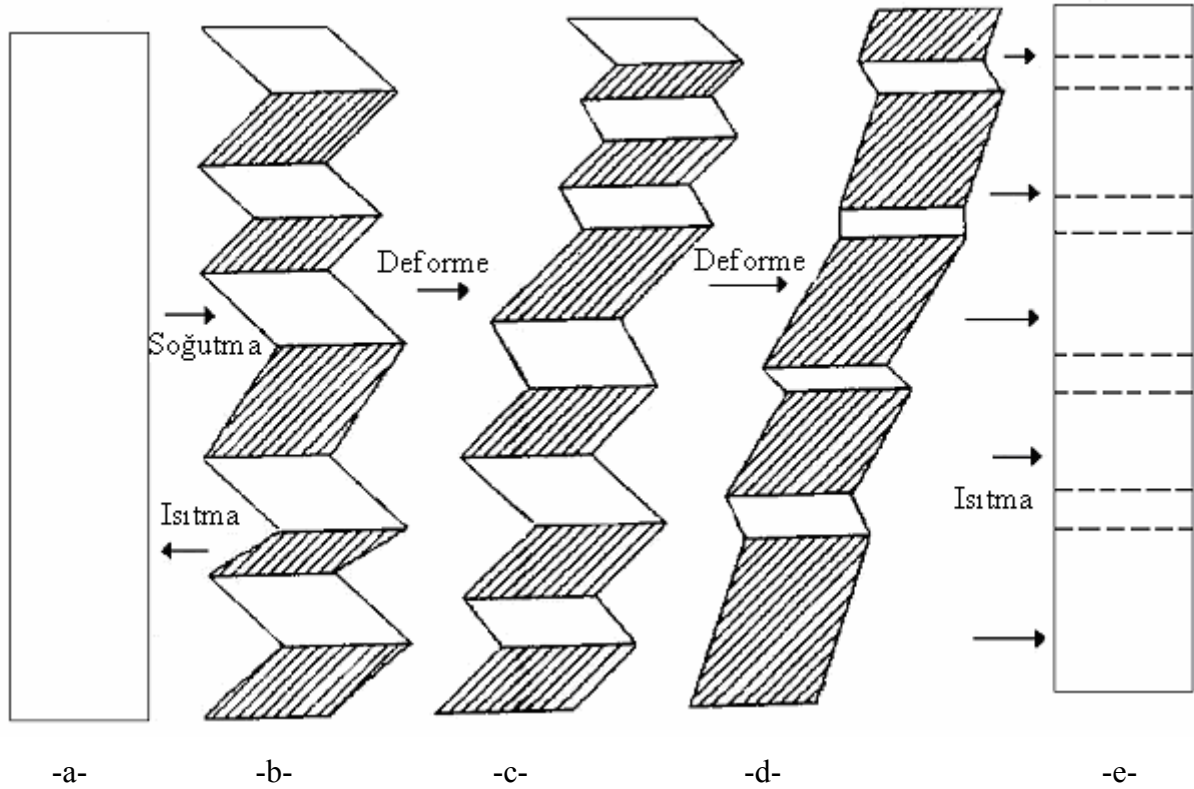
**Şekil 1.7.** Cu – 38.8 % Zn alaşımından termoelastik martensit dönüşümünde elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi ( Wechsler, 1985)

### 1.5. Şekil Hatırlama Olayı

Şekil hatırlama olayı gösteren bir alaşım belirli bir kristal yapıya sahiptir ve martensit haldeyken sıcaklık ve zora bağlı olarak şekil değişikliğine uğrayabilir. Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımdan yapılmış bir çubuk, martensit dönüşüm sağlandıktan sonra yonca yaprağı şeklinde eğilirse ve daha sonra ısıtılırsa austenit halde tekrar çubuk haline geri döner. Buradan da görüldüğü gibi şekil hatırlama olayı gösteren alaşım için martensit faz dönüşümü esastır.

Şekil hatırlama olayı, mekanikteki elastik bir yayın davranışına benzetilebilir.  $L_0$  boyundaki esnek bir yaya esneklik sınırları içerisinde bir kuvvet uygulanırsa yayın boyu  $L$  olur. Yay üzerindeki kuvvet kaldırılınca yay yine eski boyunu alır, yani  $L_0$  olur.

Şekil hatırlama olayı da buna benzerdir. Martensit dönüşüm tamamlandıktan sonra ( $T < M_f$ ) numune deforme edilirse ve daha sonra sıcaklık yükseltip austenit hale döndüğünde numune, austenit haldeki normal durumunu alıyorsa bu olaya şekil hatırlama olayı denir.



**Şekil 1.8.** Şekil hatırlama olayının şematik gösterimi (Otsuka ve Shimizu, 1986).

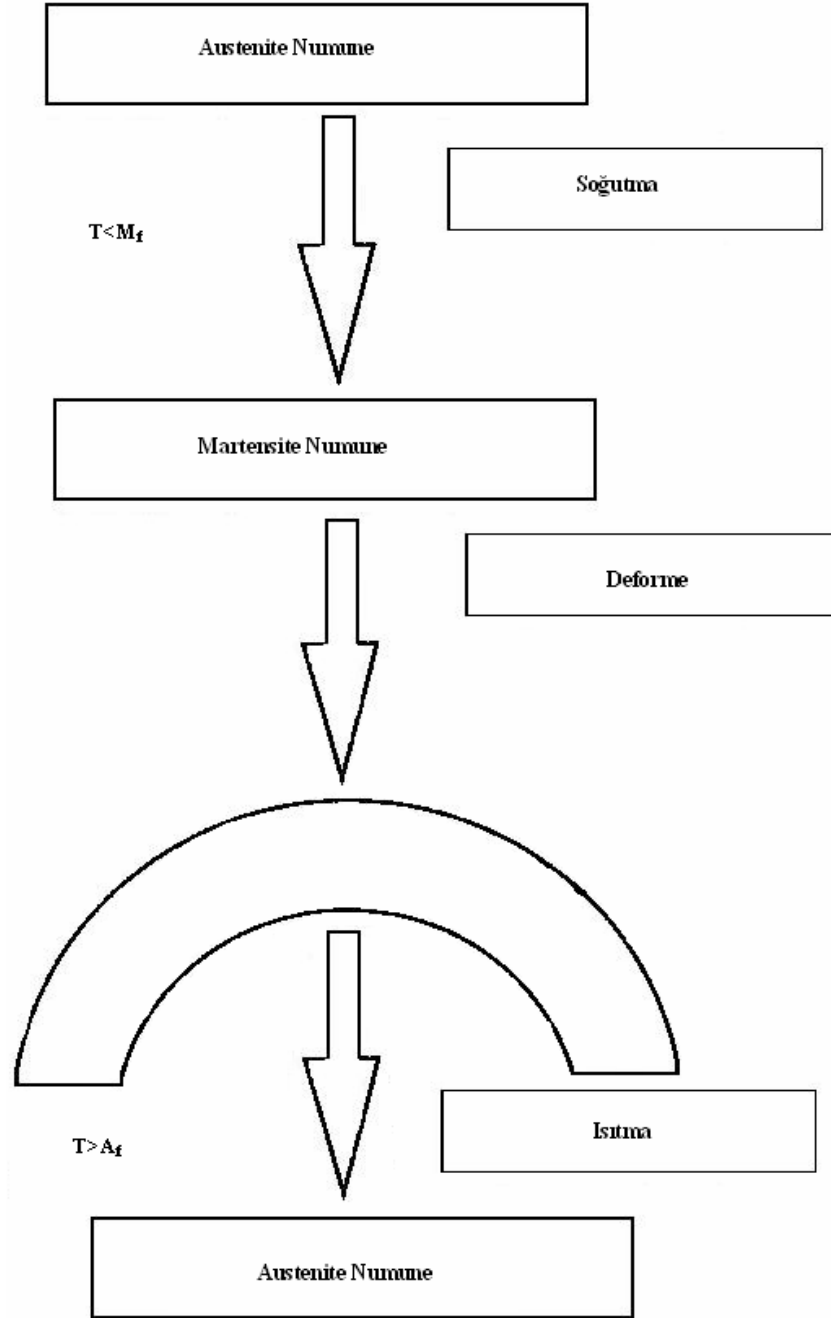
Şekil 1.8 (a) da ana faz olarak tek bir kristal yapı ele alınmıştır. Numune  $M_s$  den düşük sıcaklıklara soğutulduğu zaman martensit fazda iki farklı durum elde edilebilir. İki farklı durum için kesme zorlanması veya şekil zorlanması hemen hemen eşit olup zıt yödedir ve şekil 1.8 (c) ve (d) de gösterildiği gibi olur. Numune  $A_f$  üzerindeki sıcaklıklara ısıtıldığı zaman her farklı durum şekil 1.8 (e) de görüldüğü gibi orijinal durumunu alarak austenit hale geri döner (Otsuka ve Shimizu, 1986).

### 1.5.1. Tek Yönlü (Tersinmez) Şekil Hatırlama Olayı

Alaşım martensit bitiş sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ( $T < M_f$ ) deforme edilince uygulanan zorun kaldırılması durumunda numune kendi orijinal durumuna geri dönemez. Isıtma sonucunda, numunedeki artık zor, sıcaklık kritik bir sıcaklığın üzerine çıkarken kademeli olarak geri döner. Sıcaklığın tekrar düşürülmesi üzerine, numune deforme edilmiş şeklini kazanamaz. Martensit dönüşümü ve yeniden yönelimle artık zorlanma oluşturma özelliği ve ısıtma sonucunda deformasyon öncesi orijinal  $\beta$ -faz yöneliminin tekrar elde edilebilmesi, tek yönlü şekil hatırlama olayının temel mekanizmasıdır ( Friend, 1986).

Tek yönlü şekil hatırlama olayı NiTi, TiNb, NiAl, FePt, CuZnSi, CuZnSn, FeMnC gibi birçok alaşım sistemlerinde gözlenmiştir (Honna, 1986; Sade, vd., 1988; Tautzenberger, vd., 1989). Bu şekil hatırlama türünün zorlanma limiti, kendiliğinden martensit dönüşümün

biçim zorlanmasına bağlıdır. Bu limit, deformasyon etkili bir martensit tek kristalinin sadece terslenmesiyle ortaya çıkar. Pratikte bu seviyeye sadece  $\beta$ -faz tek kristallerinde ulaşılır.



**Şekil 1.9.** Tek yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi.

Tek yönlü şekil hatırlama olayına tersinmez şekil hatırlama olayı da denir. Örnek olarak, austenit haldeki bir çubuk sıcaklık düşürülerek martensit hale döndürüldüğünde şeklini değiştirmez. Fakat martensit haldeki bu çubuğa bir deformasyon uygulanırsa şekli bozulur. Bu şekil bozukluğunun Şekil 1.9 daki gibi kavisli şekilde olduğu kabul edilirse, numune ısıtıldığında tekrar çubuk şeklini alarak austenit fazdaki orijinal şeklini alır.

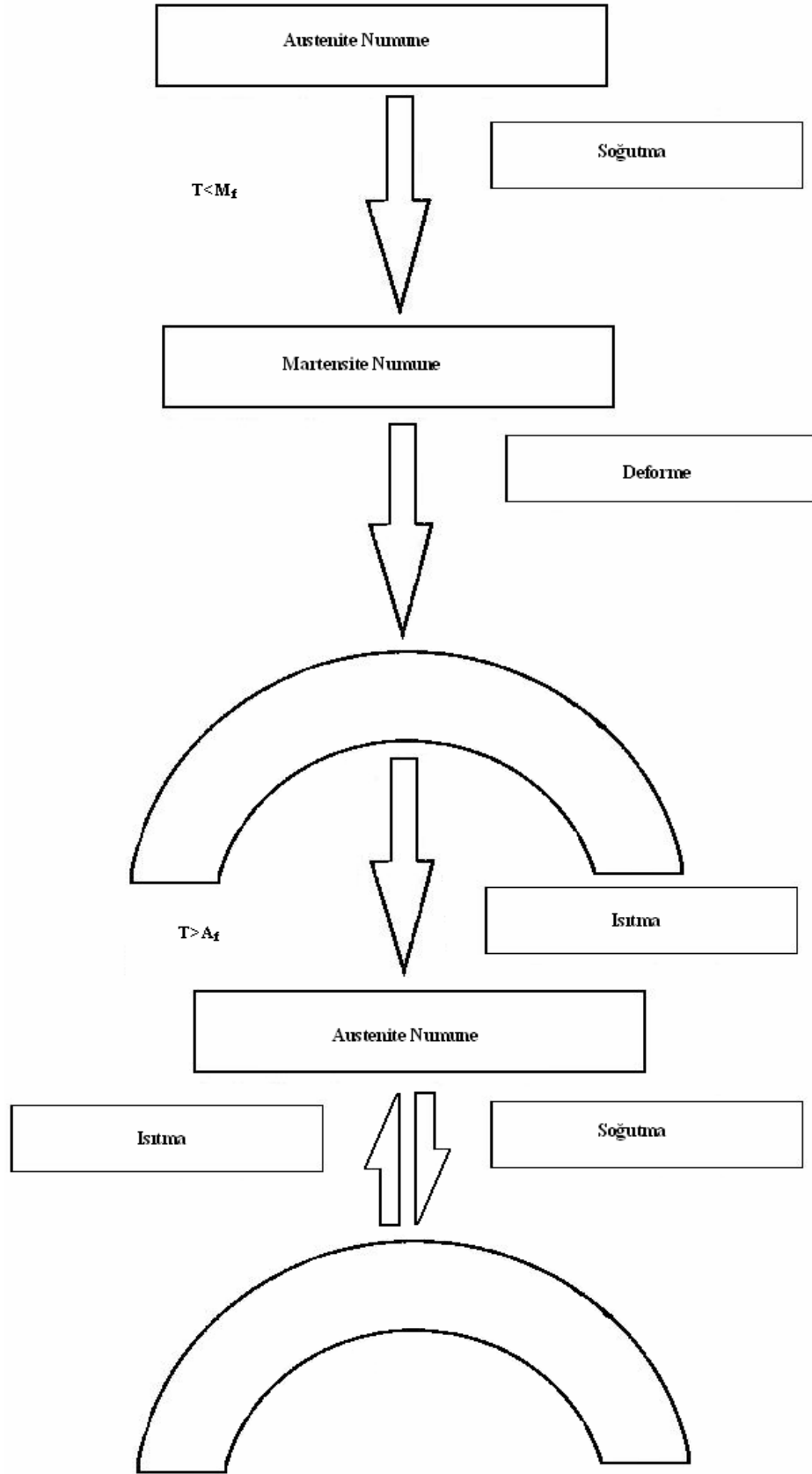
### 1.5.2. Çift Yönlü (Tersinir) Şekil Hatırlama Olayı

Şekil hatırlamalı alaşımlarda gözlenen martensit dönüşümleri uygulanan zor ve sıcaklık etkisine bağlı olarak çift yönlülük ( tersinirlik ) gösterirler. Tersinirlik nedeniyle bu alaşımlar diğer alaşım sistemlerinden farklı mekaniksel davranış sergilerler (Delaey, ve ark., 1974).

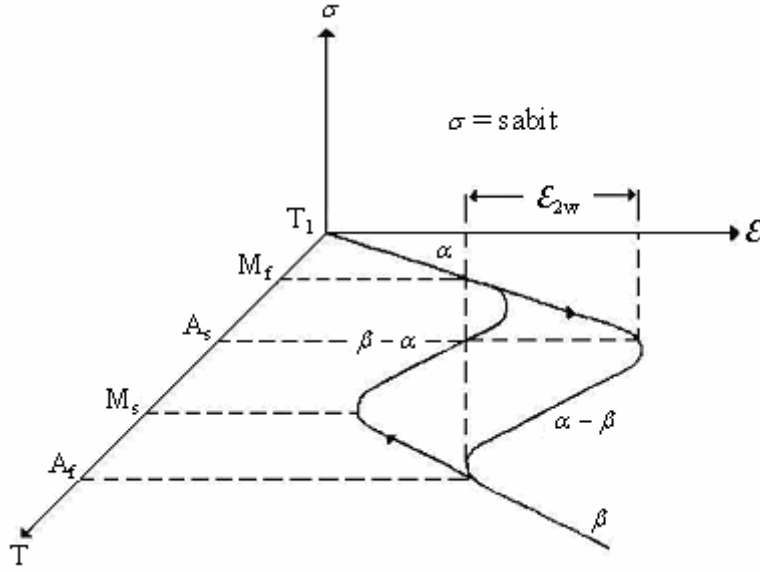
Tersinir şekil hatırlama olayının mekanizması Şekil 1.10'de şematik olarak gösterildiği gibidir.  $T < M_f$  sıcaklığında tamamen martensit fazdaki bir numuneye dışarıdan zor uygulanmakla istenilen uygun bir şekil verilebilir. Yapılan bu plastik deformasyon sonucunda, uygulanan zorun kaldırılmasıyla numune deforme edilmiş şeklini korur. Deforme edilmiş numunenin sıcaklığı  $T > A_f$  ye yükseltince plastik deformasyon ortadan kalkar ve deformasyon öncesi şekle ulaşılır. Numunenin sıcaklığı tekrar  $T < M_f$  sıcaklığına düşürülürse daha önceki deforme edilmiş şeklini alır. Bu da tersinir şekil hatırlama olayının bir sonucudur. Martensit dönüşümlere bağlı olarak ortaya çıkan suni esneklik olayı aşağıda ele alınmıştır. Görüldüğü gibi, suni esneklik olayında meydana gelen deformasyon martensit dönüşümünün sonucudur.

Sadece sıcaklığın fonksiyonu olarak çift yönlü şekil hatırlama olayı, Şekil 1.11 da şematik olarak gösterilmiştir (Hombogen, 1988). Başlangıçta  $T = T_1 < M_f$  sıcaklığında tamamen martensit yapıda olan numuneye sabit bir zor uygulanmaktadır. Bu şartlar altındaki numunenin sıcaklığı yükseltildiğinde  $A_s \sim A_f$  sıcaklık aralığında büyük bir şekil değişimi meydana gelir. Bu esnada başlangıçta martensit yapıya sahip olan numune tamamen austenit yapıya dönüşmüştür. Sıcaklığın  $T_1 < M_f$  olacak şekilde düşürülmesiyle (yani numunenin soğutulmasıyla)  $M_s \sim M_f$  sıcaklık aralığında numune tamamen martensit yapıya dönüşür. Böyle bir numuneye soğutma ve ısıtma işlemlerinin ard arda uygulanmasıyla ortaya çıkan olay, çift yönlü şekil hatırlama olayıdır. Burada dikkat edilirse, zorlanmanın varlığı sadece sıcaklığa bağlıdır.

Şekil hatırlamalı alaşımlardaki dönüşümün kristaloğrafik açıdan tersinirliği, termoelastik dönüşümün veya martensit dönüşümün belirgin bir özelliğidir. Bundan dolayı şekil hatırlama olayı, termoelastik martensit dönüşümü gösteren alaşımlarda ortaya çıkar (Perkins ve Sponholz, 1984).



Şekil 1.10. Çift yönlü şekil hatırlama olayı



**Şekil 1.11.** Şekil hatırlamalı alaşımlarda termomekanik olarak çift yönlü şekil hatırlama olayının sıcaklık-zorlanma eğrisi.

### 1.6. $\beta$ -Faz Alaşımlarında Şekil Hatırlama Olayı Ve Martensitik Dönüşüm Kristaloğrafisi

Dönüşmüş martensit fazında deforme edilmiş alaşımların, kendine özgü dönüşüm sıcaklığı üzerinde ısıtıldığında, deformasyon öncesi orijinal şeklini tekrar kazanma olayı şekil hatırlama olayı olarak bilinir. Bakır esaslı alaşımların  $\beta$ -fazları şekil hatırlama olayı gösterirler (Wayman, 1980). Bu olay bir çok metalik alaşım türünde görülür.

Daha önce belirtildiği gibi şekil hatırlama olayı tamamen termoelastik martensit dönüşümüne bağlıdır. Termoelastik martensit dönüşümü olmadığında şekil hatırlama olayı düşünülemez. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlarda şu kristaloğrafik özellikler vardır (Otsuka ve Shimizu, 1970);

- Kristal yapı düzenli ve süper örgülüdür.
- Eğer düzenlilik dikkate alınmazsa matriks faz bir bcc yapıya ve martensit faz ise hcp yapıya sahiptir.
- Martensit fazdaki sabit örgü zorlanmaları ikizlenmedir, dislokasyon değildir.
- Martensit dönüşüm düşen sıcaklıkla belli bir değere kadar termoelastik olarak ilerler.

Şekil hatırlama olayı gözlenmeyen alaşımlarda süper örgü görülemez ve bu tür alaşımlar düzensiz yapıya sahiptirler. Bu alaşımlarda atomların dağılımı düzensizdir. Şekil hatırlama olayı, süper örgü yapısına sahip alaşımlar da görülür. Düzenli bir atom dağılımı söz konusudur. Bu olay genellikle bakır, gümüş, altın gibi periyodik tablonun B-alt grubundaki elementler esas alınarak yapılan alaşımlarda görülür (Warlimont ve Delaey, 1974).

Çizelge 1.2. de görüldüğü gibi, şekil hatırlamalı alaşımların, ana fazları daha önceden belirtildiği gibi süper örgülü yapılara sahiptirler. Çizelge 1.2. de verilen alaşımların e/a oranı 1,5 e yakın olduğu zaman  $\beta$ -faz alaşımları elde edilir (Miyazaki ve Otsuka, 1989).

Çizelge 1.2. Şekil hatırlama olayı gösteren demirsiz alaşımlar (Miyazaki ve Otsuka, 1989).

Alaşım	Kompozisyon (% atomik)	Yapı değişimi	Sıcaklık histeresisi (°C)	Düzen
Ag-Cd	(44 - 49) Cd	B2 → 2H	≈ 15	Düzenli
Au-Cd	(46.5 - 50) Cd	B2 → 2H	≈ 15	Düzenli
Cu-Zn	(38.5 - 41.5) Zn	B2 → 9R Rombihedral M9R	≈ 10	Düzenli
Cu-Zn-X (X=Si,Sn,Al,Ga)	Birkaç % de	B2(D0 <sub>3</sub> ) → 9R, M9R (18R, M18R)	≈ 10	Düzenli
Cu-Al-Ni	(28 - 29) Al (3 - 4.5) Ni	DO <sub>3</sub> → 2H	≈ 35	Düzenli
Cu-Sn	≈ 15 Sn	DO <sub>3</sub> → 2H, 18R	----	Düzenli
Cu-Au-Zn	(23 - 28) Au (45 - 47) Zn	Heusler → 18R	≈ 6	Düzenli
Ni-Al	(36 - 38) Al	B2 → 3R	≈ 10	Düzenli
Ti-Ni	(49 - 51) Ni	B2 → Monoklinik B2 → Rombihedral	20 ≈ 100 1 ≈ 2	Düzenli
tn-Tl	(18 - 23) Tl	FCC → FCT	≈ 4	Düzensiz
In-Cd	(4 - 5) Cd	FCC → FCT	≈ 3	Düzensiz
Mn-Cu	(5 - 35) Cu	FCC → FCT	----	Düzensiz

Şekil hatırlama olayı gösteren pek çok katı çözeltili, yüksek sıcaklıkta düzensiz yapıda iken düşük sıcaklıklarda düzenli yapıya geçerler. Düzenli yapılarda, atomlar yerleşebileceği yerlere belli bir düzen dahilinde yerleşirler. Süper örgülü yapılar genellikle düşük sıcaklıklarda uzun periyodu olabilir. AB ve AB<sub>3</sub> tipindeki kompozisyonlar uzun periyotluluğa yatkındır. Kritik bir değer üzerindeki sıcaklıklarda rasgelelik hakimdir. Sıcaklık kritik değer altına düşünce düzen kurulur ve sıcaklık düştükçe düzen derecesi artar. Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımlarda süper örgülerin temeli bcc örgülerdir.

Martensit dönüşümü, difüzyonsuz tabiatının yanı sıra bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşümle karakterize edilir. Katılarda, austenit fazdaki kristal yapı, dönüşümle difüzyonsuz olarak martensit faz olarak adlandırılan yeni bir kristal yapı kazanır. Austenit fazdaki B2 ve DO<sub>3</sub> tipi kristal yapılar martensit dönüşüm sonrası fcc, ortorombik veya hegzagonal yapılara dönüşür. Burada ortorombik yapının ( martensit yapı ) temel düzlemi, bcc yapının ( austenit yapı ) {110} düzlemlerinden biri üzerine oturtulmuştur. Austenit yapının {110} düzlemlerinden biri martensit yapının temel düzlemi olan {001} düzlemleridir. Eğer oluşan martensit yapının birbirini takip eden her bir düzleminde bazı yer değiştirmeler olursa 2H, 3R, 6H, 9R, 18R tipi martensit yapılar meydana gelir(Warlimont ve Delaey, 1974).

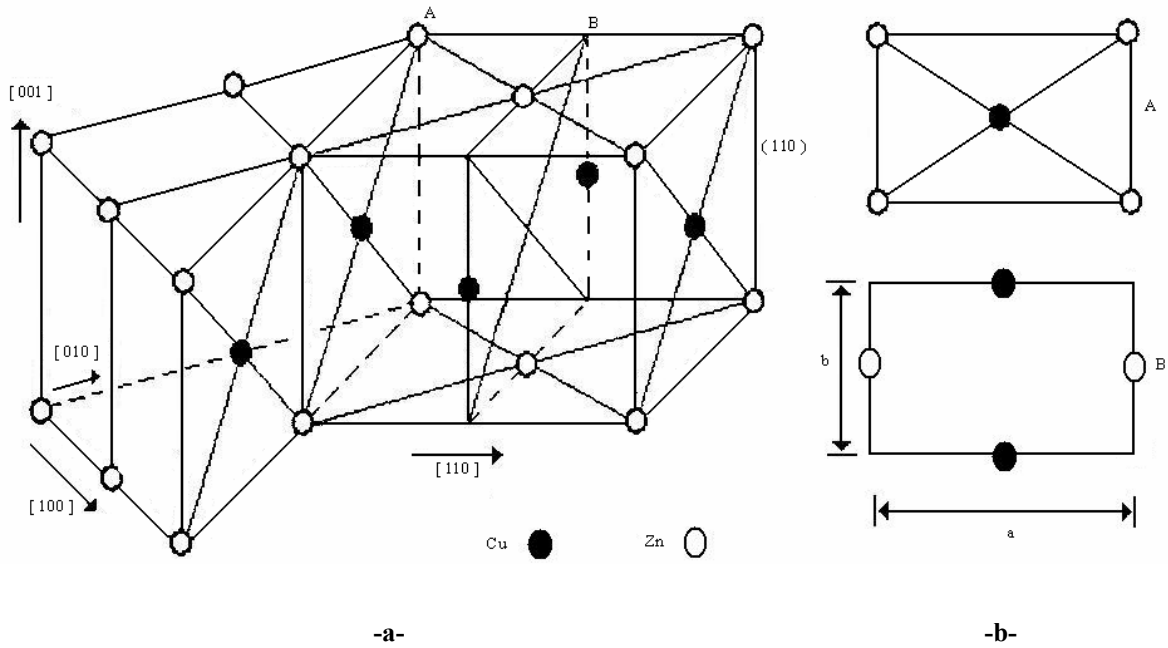
B2 tipli düzenli bir yapıya örnek olarak Şekil 1.12 a ve b de görüldüğü gibi, CuZn alaşımındaki (110) düzleminde A ve B tabakaları verilebilir (Kubo ve Hirano, 1973).

Ana fazın (0 $\bar{1}1$ ) $\beta$  temel düzlemleri ve (001) martensit düzlemlerinin yığılma düzeni Şekil 1.13 de verilmiştir. İki bitişik düzlem arasındaki relatif yerdeğiştirme  $1/2(\sqrt{2} a_0)$  dır. Eğer örgüye (0 $\bar{1}1$ )<sub>B2</sub> de, [0 $\bar{1}1$ ] yönünde bir kesme uygulanırsa 3R(ABC) yapısı elde edilir ve Şekil 1.13 b de görüldüğü gibi her düzlemde (1/3) a lık bir kayma görülür.

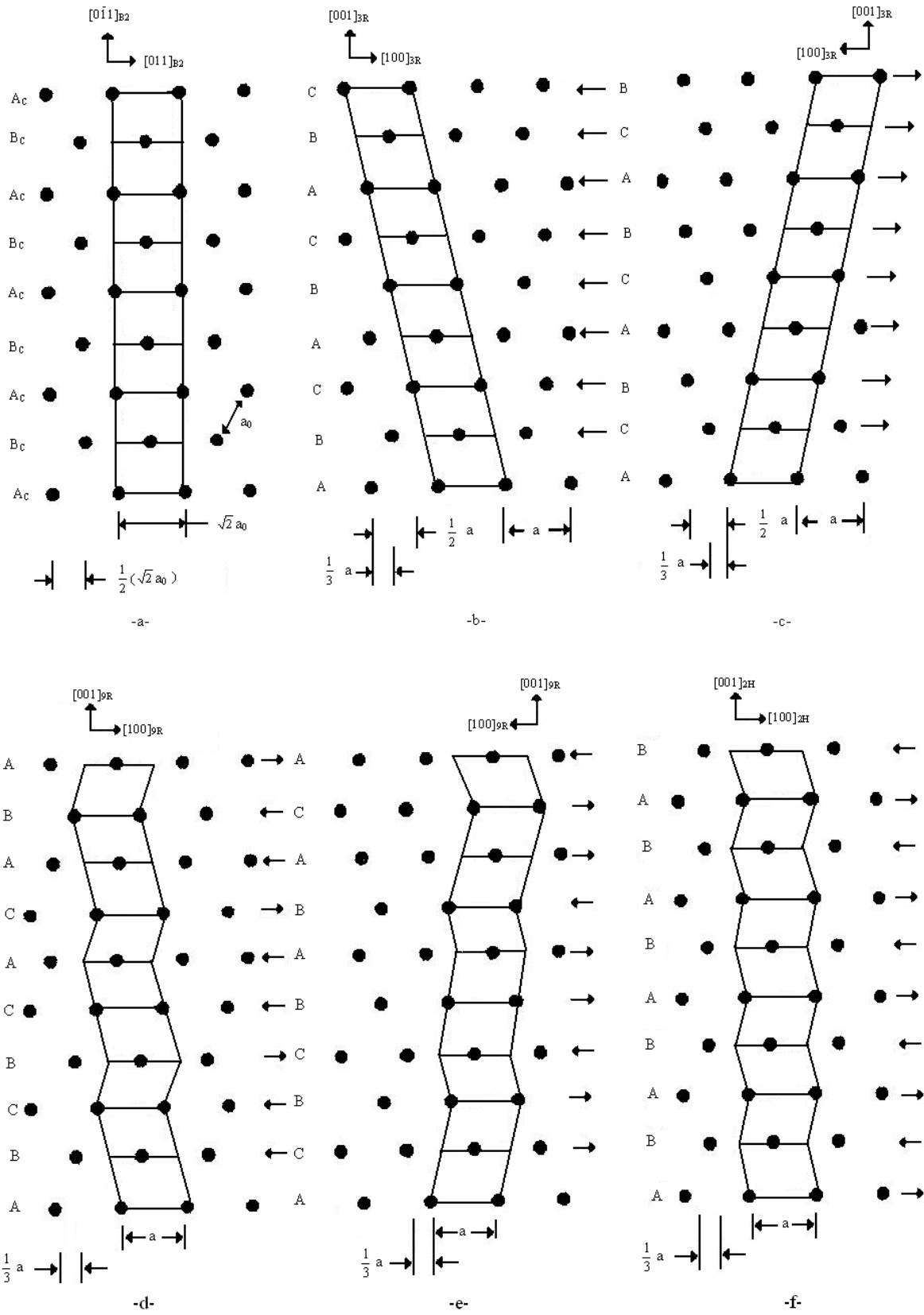
Ana fazın (011) baz düzlemleri üzerinde  $-(1/6)a$  ve  $(1/6)a$  kesmelerinden birincisi ard arda iki tabakada uygulandıktan sonra ikinci kesme uygulanır ve bu sıra temel düzlemler üzerinde periyodik şekilde devam ederse ABCBCACAB şeklindeki 9R martensit yapı oluşur (Saburi, vd., 1979). Görüldüğü gibi 3R yapısında  $[001]_M$  doğrultusunda C boyunca üç ara düzlem, 9R de dokuz ve 18R de ise on sekiz ara düzlem vardır.

Yüksek sıcaklıkta CuAlNi alaşımı düzensiz bcc  $\beta$ -fazından düzenli fcc  $\beta_1$ -fazına ( $DO_3$  tipi) düzenli-düzensiz dönüşümü gösterir.  $\beta_1$ -fazı dengesiz bir faz olmasına rağmen, yüksek sıcaklık  $\beta$ -fazından soğutulduktan sonra elde edildiğinden oda sıcaklığında kararlı kalır. Daha düşük sıcaklıkta  $\beta_1$ -fazı martensit dönüşümüne uğrayarak ortorombik  $\gamma$ -fazına geçer (Dvorack, vd., 1983; Morris, 1992).

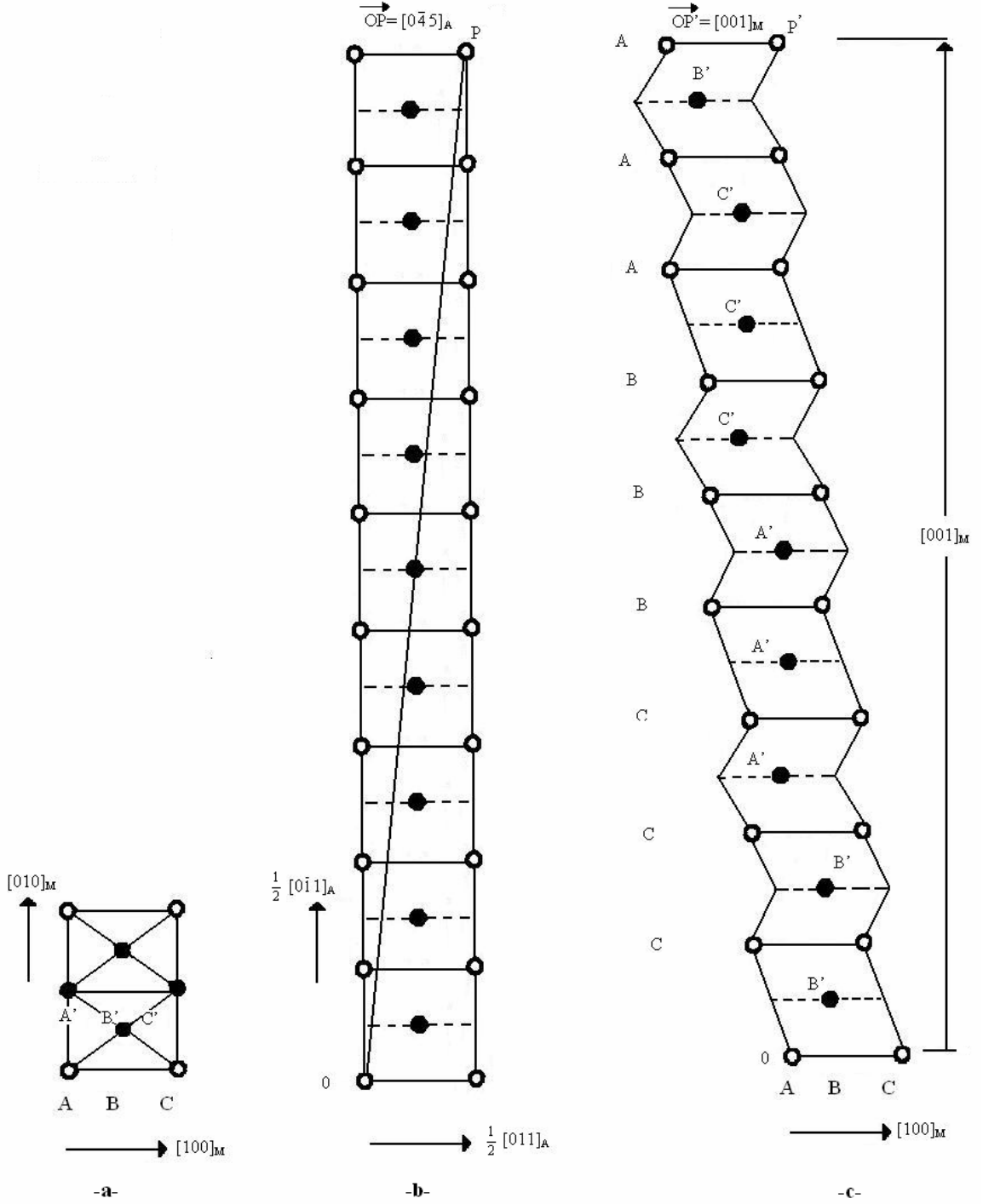
$DO_3$  düzenine sahip kristal yapıdan 18R tipi martensit yapının nasıl meydana geldiği Şekil 1.14 da görülmektedir. Martensit yapının  $(001)_M$  temel düzlemi austenit yapının  $(0\bar{1}1)_A$  temel düzleminde meydana gelir. Burada martensitik yapı,  $[011]_A$  yönündeki bir kesme uygulanmasıyla oluşur. Diğer doğrultular arasındaki bağıntı  $1/2 [011]_A$  dan  $[100]_M$  .  $[\bar{1}00]_A$  dan  $[010]_M$ ,  $[0\bar{4}5]_A$  dan  $[001]_M$  meydana gelir (Otsuka ve Shimizu, 1986; Andrade ve Delaey, 1984).



**Şekil 1.12.** B2 fazının temel yapısı ve (110) düzleminde AB tabakalarındaki atom görünümü



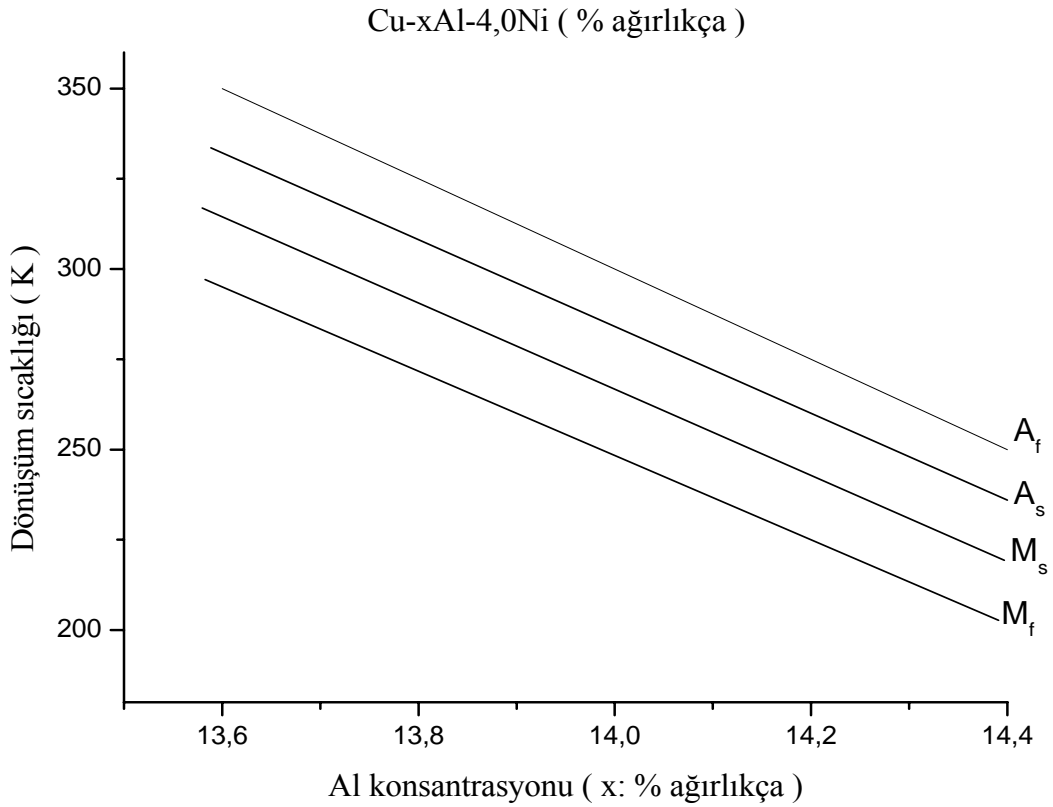
Şekil 1.13. Ana faz  $(0\bar{1}1)_\beta$  ve martensit fazın  $(001)$  düzlemlerinin yığılım düzeni; a) B2, b) 3R(ABC), c) 3R(ACB), d) 9R(ABCBCACAB), e) 9R(ACBCBABAC), f) 2H(AB).



**Şekil 1.14.** DO<sub>3</sub> → 18R dönüşümü, a) Martensit temel düzlemi, b) DO<sub>3</sub> yapısında (110) düzlemlerinin sıralanışı, c) 18R martensit yapısında (001) düzlemleri.

### 1.6.1. Dönüşüm Sıcaklıkları

Bakır esaslı alaşımların dönüşüm sıcaklıkları, alaşımların soğutma hızına bağlı olduğu kadar kompozisyonlarına da bağlıdır. Şekil 1.15 de sabit %4 ( ağırlıkça ) Ni konsantrasyonlu Cu-Al-Ni alaşımlarında dönüşüm sıcaklıklarının Al konsantrasyonu ile değişimi verilmiştir. Al konsantrasyonu arttıkça dönüşüm sıcaklıklarının azaldığı görülmektedir (Funakubo, 1987).



**Şekil 1.15.** Cu-Al-Ni alaşımlarında Al konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi (Funakubo,1987).

Çizelge 1.3 de görüldüğü gibi dönüşüm sıcaklıkları Ni konsantrasyonu ile değişir. Fakat bu değişim Al konsantrasyonunun değiştirdiği kadar değildir. Al sabit kaldığı sürece Ni artırıldığında dönüşüm sıcaklığı azalır.

**Çizelge 1.3.** Cu-Al-Ni alaşımlarında sabit alüminyum oranı için farklı Ni konsantrasyonundaki dönüşüm sıcaklıkları (Funakubo, 1987).

Cu %wt	Al %wt	Ni %wt	M <sub>s</sub> (°C)	M <sub>f</sub> (°C)	A <sub>s</sub> (°C)	A <sub>f</sub> (°C)
72	28	0	12	- 33	-43	47
71	28	1	- 8	- 23	4	17
70	28	2	- 3	- 4	10	17
69	28	3	- 25	- 40	-13	7
68	28	4	- 93	-101	-73	-43

## 2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

Şekil hatırlama olayının temeli olan martensitik faz dönüşümü, ilk olarak Alman metalürjist A. Martens tarafından demir esaslı alaşımlarda gözlenmiştir. Daha sonraları yapılan birçok araştırma ile büyük bir gelişmeye sahip olan martensitik dönüşümler, demir bazlı alaşımlardan başka geniş çapta soy metal bakır bazlı alaşımlarda ve metalik özellik taşımayan maddelerde de gözlenmiştir.(Durlu, 1979; Nishiyama, 1978)

Dönüşüm olayına göre metal ve alaşım sistemlerindeki faz dönüşümleri, çekirdeklenme - büyüme dönüşümleri ve martensitik dönüşümler olmak üzere ikiye ayrılır (Barrett, 1980). Çekirdeklenme - büyüme dönüşümleri sabit sıcaklıkta termal etkileşme ile difüzyonlu olarak meydana gelir. Martensitik dönüşüm ise sistemin sıcaklığı değiştirilerek veya deforme edilerek meydana gelebileceği gibi her iki etkinin birlikte uygulanması ile de gerçekleşebilir. Sıcaklık etkisiyle oluşan martensitik dönüşümler alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olarak meydana gelir. Deforme edilerek oluşan martensite zorlama ile oluşmuş martensit, hem deforme edilerek hem de sıcaklık etkisiyle oluşan martensit ise zorla etkilendirilmiş martensit adları verilmiştir (Olson ve Cohen, 1975).

Metal ve alaşımlarda dönüşüm öncesindeki faz, austenit fazı olarak bilinir. Austenit faz ya da ana faz olarak adlandırılan dönüşüm öncesi kristal yapının dışarıdan zor, sıcaklık veya her iki faktörün birlikte uygulanmasıyla yeni faz olan martensit yapıya dönüş gerçekleşir. Martensit kristal yapısının hem iç ikizlenmeleri ve kusurları hem de farklı kristal yapılan kapsadığı anlaşıldıktan sonra, Olson ve Cohen'in birçok alaşımda termoelastik martensit dönüşümünün incelenmesini ve sonuçta termoelastik davranışın genel bir tanımını yapmaları mümkün olmuştur (Olson ve Cohen, 1975).

Bazı alaşımların, sıcaklığın değiştirilmesi ve zorlanma etkisi ile şekillerini değiştirmesi ve ters dönüşümle tekrar eski şeklini alması olayı (Shape Memory Effect) günümüzde endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil hatırlama olayı, çok farklı özellikte numune hazırlayabilme yolunu açmıştır.

Şekil hatırlama olayı ilk kez AuCd alaşımlarında 1932 yılında Chan ve Read tarafından anlaşılmış, ilk olarak da gözlenmesi 1938'lere dayanır. Daha sonraki yıllarda pirinç içindeki martensit fazın sıcaklığın değişmesi esnasında yok olduğu gözlemlendi (Schetky, 1980). Aynı zamanlarda Rus metalürjisti G.V. Kurdjumov, martensit kristaloğrafisi üzerinde çalıştı. Kurdjumov, özellikle çelik içinde hızlı soğutmayla oluşan martensiti inceledi. Şekil hatırlama olayının gözlenmesi ilk olarak Amerika'da Naval Ordnance Laboratuvarında yaklaşık olarak eşit atomlu NiTi alaşımında gerçekleşti. Burada düşük sıcaklıktaki numuneyi deforme ettikten sonra sıcaklığı artırdılar ve numunenin eski orijinal haline geri döndüğünü gözlediler. Bu olay, alışılmış plastik deformasyon göz önüne alındığında büyük ilgi çekicidir (Golestaneh, 1984). Bunun sonunda bu alaşımların hem ticari kullanımlara hem de metalürjik araştırmalarına hız verilmiştir. Daha sonraki yıllarda Illinois Üniversitesi'nde araştırmacılar, şekil hatırlama olayını altın-kadmiyum alaşımlarında gözlediler ve faz geçişleri nedeniyle oluşan kuvvetleri gösterdiler. Ayrıca indiyum-kadmiyum, demir-platin, nikel- alüminyum ve paslanmaz çelik gibi farklı alaşımların, farklı sıcaklık değerlerinde şekil hatırlama olayı gösterdiklerini ortaya koydular.

Şekil hatırlama olayının bir sonucu olarak, martensite  $\rightarrow$  austenite (M  $\rightarrow$  A) ters dönüşümü esnasında kullanılabilir bir kuvvet açığa çıkabilir. Termal çevrimleme sonucunda şekillerini kendiliklerinden ve tersinir olarak geri kazanabilme özellikleri ve kullanılabilir bir kuvvet üretebilmeleri nedeniyle, bu alaşımlar teknolojik ilginin odağı haline gelmiş ve

üzerinde çok sayıda araştırmalar yapılmıştır. Bu nedenle, şekil hatırlamalı alaşımların kullanılmasıyla bir grup cihazın dizaynı gerçekleştirilebilmiştir (Delaey ve ark., 1978; Wayman, 1980, Golestaneh, 1984; Otsuka ve Shimizu, 1986; Tautzenbergervark., 1989).

Martensitik faz dönüşümlerini fononların başlatabileceği düşüncesinden hareket ederek, austenite - martensite ara yüzeyinin matriks ile olan atomik sürtünmesi göz önünde bulundurulmuş ve Au - %30 Cu - %47 Zn ve in - %21 Tl alaşımları için bu kuvvetin atomların nonlineer diferansiyel denkleminde dahil edilmesi ile fononların titreşim genliğinin sürücü kuvveti frekansına bağlılığı incelenmiştir (Doğan, 1992).

Günümüzde, şekil hatırlamalı alaşımlarla yapılan ürünler bir çok farklı alanda kullanılmaktadır. Bu alanları ve ürünleri sıralayacak olursak; havacılık endüstrisinde (konnektörlerde, hidrolik sistemlerde, aksesuarlarda ve manevra sistemlerinde), otomotiv endüstrisinde (fanlarda, termostatta, hidrolik sistemlerde, yüksek basınçta sızdırmazlık elemanlarında), medikal de (diş telleri, mikro cerrahi aletlerde, kemik plakalarda) ve diğer endüstriyel alanlarda ise valflerde, gözlük çerçevelerinde, antenlerde, sensörlerde şekil hatırlamalı alaşımlar kullanılmaktadır.

### 3. MATERİYAL VE METOT

#### 3.1. Giriş

Bu çalışmada Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al üçlü alaşımları; Mekaniksel öğütme ile toz halinde ve Hızlı katılaştırma tekniği ile şerit halinde üretildi. Alaşımları oluşturmak için Tablo 3.1. de verilen miktarlarda element kullanıldı. Şerit üretimi için kullanılan saf malzemeler oda sıcaklığında hazırlandı ve normal katılaştırma tekniği ile grafit potadan yapılmış fırında külçeler halinde elde edildi. Eritme sırasında oksitlenme önlenmesi için fırına argon gazı verildi. Normal katılaştırma ile külçe halinde elde edilen alaşımlardan belli miktarda alınarak, hızlı katılaştırma tekniğinin “eriyik döndürme” (melt-spinning) metodu kullanılarak ince şeritler halinde alaşımlar üretildi. Toz alaşım elde etmek için ise kullanılan elementler el yapımı fanusta argon gazı altında hazırlanarak mekaniksel öğütme makinesine yerleştirildi. Aşağıda normal katılaştırma, hızlı katılma ve mekaniksel öğütme yöntemleri ile numunelerin elde edilmesi ve incelenmesi hakkında bilgi verilmiştir.

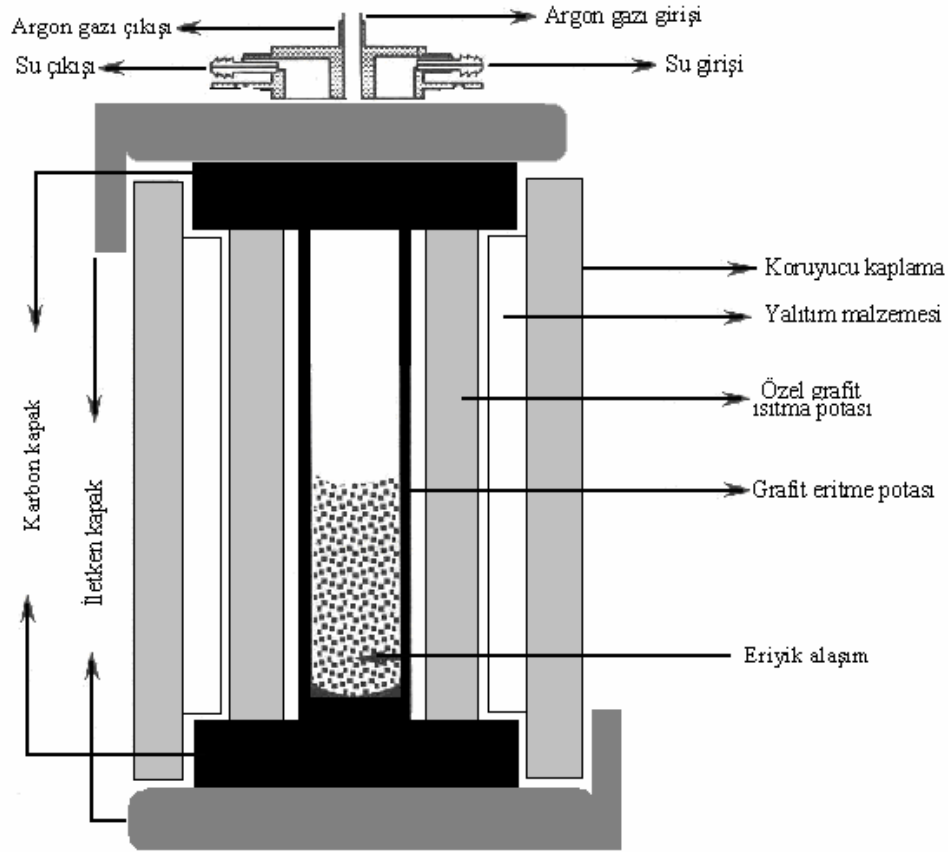
**Çizelge 3.1.** Alaşımların %wt, %at ve e/a oranları

Alloy	% wt			% at			e/a
	Cu	Al	Ni	Cu	Al	Ni	
CuAlNi	83.0	13.0	4.0	73.38	25.95	3.67	1.55

Alloy	% wt			% at			e/a
	Cu	Zn	Al	Cu	Zn	Al	
CuZnAl	77.31	13.60	8.99	69.21	11.83	18.96	1.49

#### 3.2. Normal Katılaştırma Fırını

Yapılan çalışmada normal katılaştırma ile CuAlNi alaşımını külçe halinde elde etmek için kullanılan döküm eritme fırını sistemi, üç parçadan oluşan bir grafit potanın üzerinden yüksek akım geçiren bir sistemden oluşmaktadır. Fırının dışarı ile ısı alış verişini kesmek için, grafit potanın dışı özel alçı kaplamalı bir kapla izole edilmiştir. Fırın içindeki oksitlenmeyi önlemek için, fırın içine sürekli düşük basınçta argon gazı veren bir sistem yerleştirilmiştir. Böylece argon gazı ile oksitlenmeyi önleyecek bir ortam sağlanmıştır. Fırının sıcaklığı termal çiftlerle kontrol edildi. Şekil 3.1’de bu fırın şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.1. Normal katılaştırma için kullanılan döküm fırınının şematiksel gösterimi.

### 3.3. Hızlı Katılaştırma Sistemi

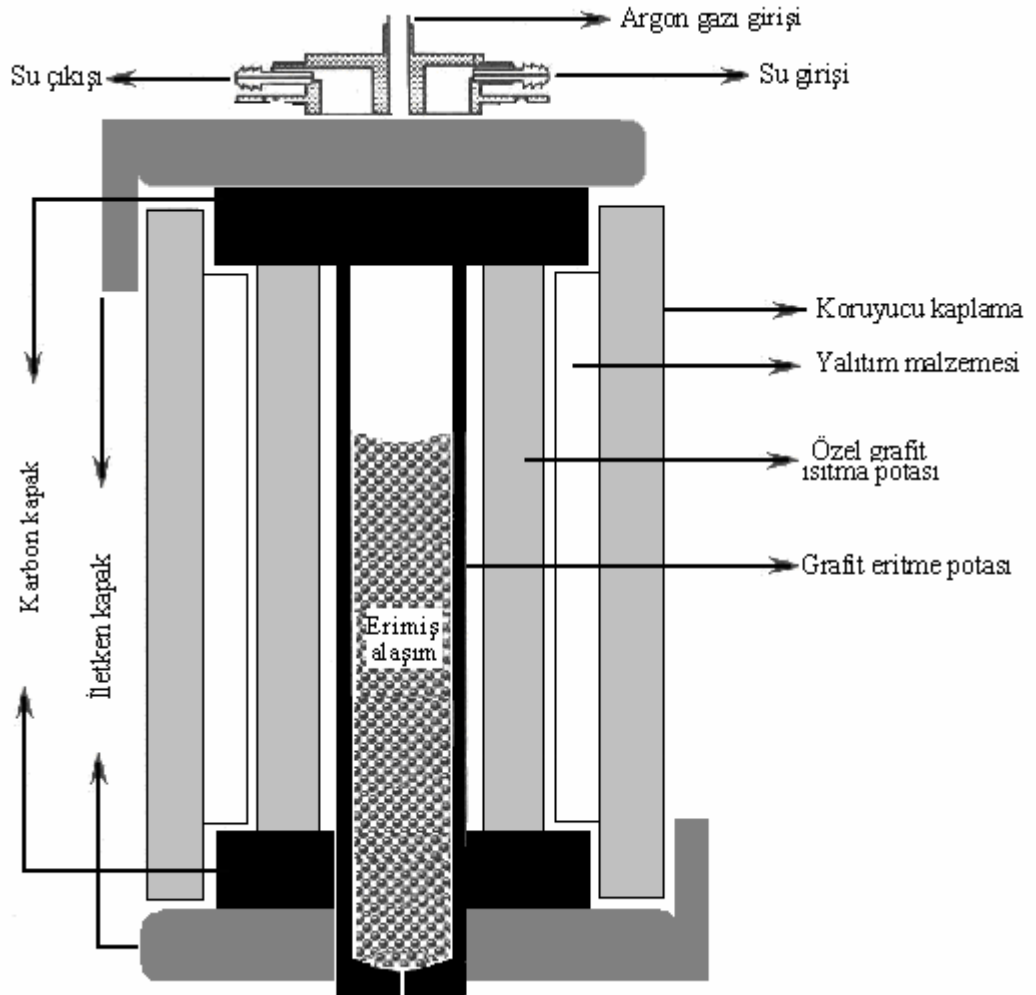
CuAlNi alaşımını hızlı katılaştırmak için eriyik-döndürme tekniği(melt-spinning) kullanıldı. Sistem, numuneyi eritmek için kullanılan fırın, eriyiği soğutmak için kullanılan döner disk, eriyiğin döner disk üzerine düşmesini sağlamak için argon gazı, döner diskin hızını ayarlamak için kullanılan motor ve fırına verilen akımı ayarlamak için kullanılan varyakdan meydana gelmektedir. Sistemin genel görünüşü Şekil 3.2’de verildi.

CuAlNi alaşımını eriterek döner disk üzerine püskürtmek için kullanılan fırın, yine üç kısımdan oluşan grafit potanın üzerinden yüksek akım geçiren bir sistemle gerçekleştirilmiştir. Fırının dışarı ile ısı alış verişini kesmek için, grafit potanın dışı özel alçı kaplamalı bir kapla izole edilmiştir. Fırın içindeki oksitlenmeyi önlemek için, fırın içine sürekli düşük basınçta argon gazı veren bir sistem hazırlanmıştır. Bu düzeneğin içine delikli bir grafit pota yerleştirilmiştir. Şekil 3.3’de fırın sistemi gösterilmiştir. Fırının kapağına argon gazı verilecek şekilde hortum sistemi yerleştirildi. Sistemin üst kısmının aşırı ısınmasını engellemek için soğutma amacıyla su giriş ve çıkışı bağlanmıştır. Grafit potanın alt kısmına eriyik damlacıklarının, döner diskin üzerine damlamasını sağlayan 1mm’lik küçük bir delik açılmıştır.

Potanın deliği döner disk üzerine tam gelecek şekilde ayarlanması için döner diskin ileri geri hareketleri sağlayacak bir şekilde sisteme yerleştirilmiştir. Bakır disk bir kablo ile motora bağlanarak hızının ayarlanması sağlanmıştır. Fırının sıcaklığının kontrolünü, grafit potanın kenarına yerleştirilen termal çiftlerle sağlanmıştır.



Şekil 3.2. Hızlı Katılaştırma Sistemi



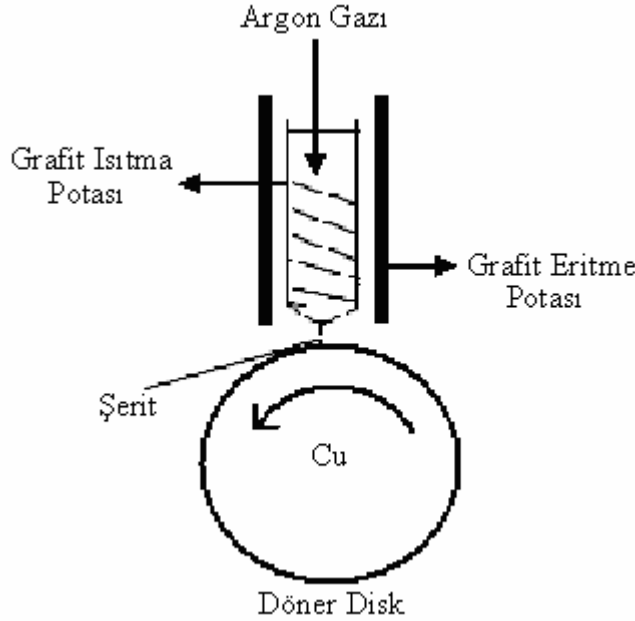
Şekil 3.3. Hızlı katılaştırma için kullanılan fırın.

### 3.4. Hızlı Katılaştırma Sistemi İçin Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada kullanılan CuAlNi üçlü alaşımlarını hazırlamak için, 83g Cu, 13g Al ve 4g Ni alınarak ötektik noktadaki alaşım değeri elde edildi. Kullanılan bu üç elementinde erimesi için eritme döküm fırını gerekli sıcaklıkta (1400 °C) sabitledikten sonra ısıtılmaya başlandı. Fırının sıcaklığı 500 °C iken grafit pota içerisine Cu-Al-Ni parçaları konularak fırına yerleştirildi. Argon vakum sistemi çalıştırılarak vakumlu ortam sağlandı. Sıcaklık istenilen seviyeye ulaşıncaya kadar fırın kapağı açılarak pota içerisindeki eriyik grafit çubukla karıştırıldı. Belirli aralıklar ile fırın kapağı açılıp homojen bir karışım oluşması için eriyik karıştırıldı. Cu, Al ve Ni iyice karışınca eriyik haldeki karışım pota içerisinde soğumaya bırakıldı. Böylece oluşan alaşımlar Cu- % wt 13 Al- % wt 4 Ni oranlarında hazırlanmış oldu.

### 3.5. Hızlı Katılaştırma ile Şerit Üretimi

Hızlı katılaştırma ile şerit üretmek için önce normal katılaştırma ile elde edilen numuneler küçük parçalara ayrıldı. Ayrılan bu parçaların bir kısmı delikli potanın içine konularak üç parçadan oluşan grafit ısıtmalı fırına yerleştirildi. Fırını ısıtmak için akım verildi. Fırının sıcaklığı sürekli kontrol edilerek, numunenin eriyinceye kadar ısıtıldı. Numunenin tamamı eriyince, motor çalıştırılarak döner diskin istenilen hıza getirilmesi sağlandı. Burada numunelerin hızlı katılmasını sağlayan döner disk, ısı iletim katsayısı yüksek olduğu için bakırdan yapılmıştır. Döner disk fırının altındaki pota deliğinin tam altına yerleştirildi. Alaşım tamamen eriyip sıvı hale geçince; üstten argon gazı verilerek eriyiğin döner diskin üzerine düşmesi sağlandı. Bu işlem 30 m/sn'lik hızda gerçekleştirildi. Bu işlem sonucunda şeritler üretildi. Şekil 3.4'de eriyik döndürme tekniği ile şerit üretimi şematik olarak gösterildi.



Şekil 3.4. Eriyik döndürme tekniği şematik görünümü.

### 3.6. Mekaniksel Öğütme Makinesi

CuAlNi ve CuZnAl şekil hatırlamalı alaşımlarını üretmek amacıyla mekaniksel öğütme tekniği kullanıldı. Mekaniksel öğütme makinesi Şekil 3.5'de görülmektedir. Sistemde numune kapları olarak kullanılan havanlar paslanmaz çelikten yapılmış olup çapı

7.3 cm, derinliği de 7.3 cm dir. Sistem çalışma süresince otomatik olarak kitlenmektedir. Ön panelde, hız, başlatma-durdurma ve çalışma-dinlenme sürelerini ayarlayıcı düğmeler bulunmaktadır. Makinenin sağlıklı çalışabilmesi için düz zemine oturtulmuştur. Fritsch Pulverisette 5 marka mekaniksel öğütme aracımız m/s cinsinden değişik hızlarda öğütme kapasitesine sahiptir. Mekaniksel öğütme aracında, öğütme işlemini gerçekleştiren 9 mm çapında paslanmaz çelik bilyeler kullanılmıştır. Havanın ile kapağı arasına yalıtımı sağlamak amacıyla plastik conta konulmuş, havanın ve kapağın makine içerisinde sabit durması için makineye ve birbirlerine aparat yardımıyla sıkıca tutturulmuştur.



Şekil 3.5. Mekaniksel Öğütme Makinesi (a) İç görünüş, (b) Dış görünüş

### 3.7. Mekaniksel Öğütme Sistemi İçin Numunelerin Hazırlanması

Mekaniksel öğütme makinesinde ise Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al bileşenleri Tablo 3.1'deki oranlarda 10g'lık toz alaşım hazırlamak için argon gazı ile vakumlanmış fanus içerisinde tartımlar gerçekleştirildi. Tartım esnasında fanus içerisine terazi, saf toz elementler, havan ve kapağının yanı sıra metanolla temizlenmiş 9mm çapında 1'e 10 oranında 100g'lık 29 adet çelik kaplama bilyeler yerleştirilmiş, numunenin havanın duvarlarına yapışmasını engellemek için ise kullanılan elementlerle reaksiyona girmeyen %1 oranda stearik asit kullanılmış ve ölçüm işleminin sona ermesi sonucunda kapağı kapatılan havan kap Fritsch Pulverisette 5 marka mekaniksel öğütme makinesindeki yerine yerleştirilerek 300 rpm devirle döndürülmek ve 20dakika çalışıp 20 dakika dinlenmek suretiyle öğütme işlemine başlatılmıştır. Alaşım üretme işlemi değişik saatlerde numune alımının yapılmasıyla devam etmiştir.

### 3.8. X- Işımları Difraksiyon Çalışması

Kristal yapı, atomlar ve atom gruplarının belli bir hacimde belli bir düzene sahip olmalarından oluşur. Kristalde X-ışınlarının kırınımına uğraması, kristal yapının özelliklerini incelemeye olanak sağlamıştır. X-ışınlarıyla, kristaldeki atomların dizilimleri ve atomların oluşturdukları düzlemlere karşı gelen bir takım noktaları veya daireleri araştırılabilmektedir. X-ışınları kısa dalga boylu elektro magnetik ışınımlardır. X-ışınları tek renkli değildirler. X-ışınları, çekirdek etrafındaki elektronlar tarafından belirli bir saçılmaya uğratılırlar. Yani kristale yöneltilen X-ışınları, kristal içindeki atomlar tarafından yansıtılır. Bragg kanunuyla ilintili olarak ta X-ışını hesaplamaları yapılabilmektedir.

Şerit ve toz alaşım olarak elde edilen şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al alaşımı deneyde elde edildiği gibi X- ışını difraksiyon işlemine tabi tutuldu. X-ışını difraksiyon

çalışmalarında kullanılan makine Bruker Axs D8 Advance Model XRD olup 4 parçadan oluşmaktadır. Bunlar jeneratör, gonyometre, detektör ve veri üretme ünitesidir. Kullanılan ışığın dalga boyu  $1.5406 \text{ \AA}$  olacak şekilde mono kromatizyon işlemine tabi tutulmuştur. Bunun için, biri tüp penceresinin arkasına, diğeri detektör penceresinin önüne takılan iki Ni filtre kullanılmıştır. Çalışmada kullanılan gonyometre, ayırma gücünü artırmak ve zemin ışınmasını azaltmak için gelen ve yansıyan ışınlar bir slitten (yarık) geçirilerek ışın demetinin paralelliği sağlanmıştır. Gonyometrenin dönüş hareketi otomatik olarak bilgisayar ile kontrol edilmektedir. Detektör sayıcı olarak numuneden yansıyan ışınları elektrik sinyaline çevirmektedir. Yükseltici üniteleri sayacından gelen elektrik sinyallerini işlemek, yabancı sinyalleri süzmek ve esas sinyalleri yükseltmek için kullanılır.

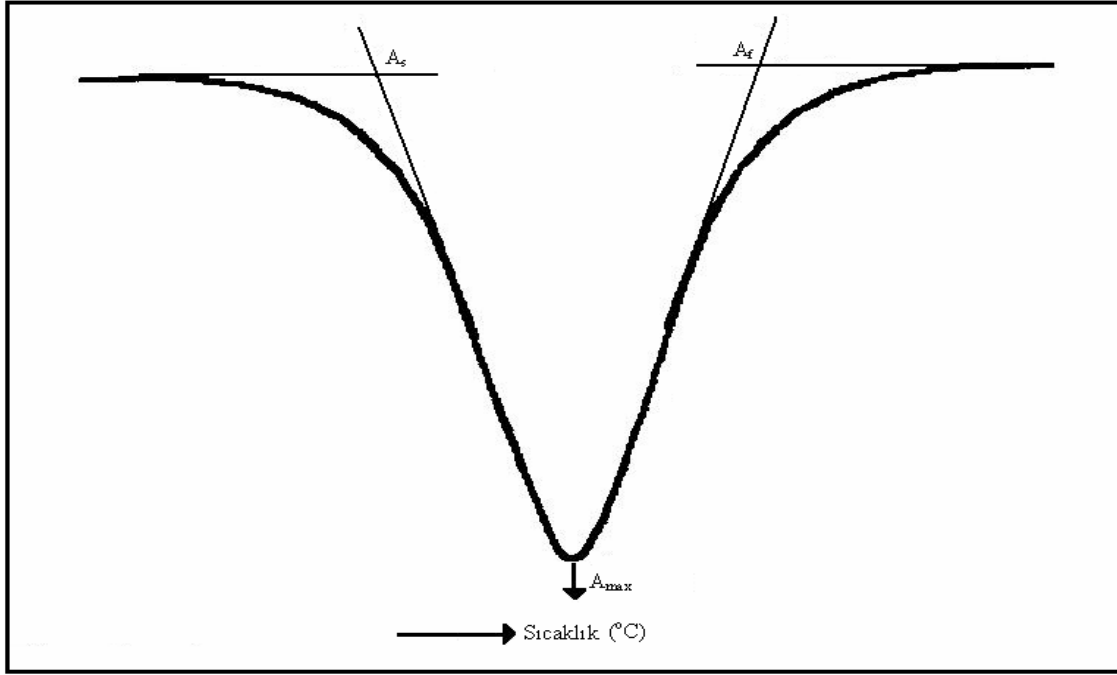
X-ışınları tamamını  $1^\circ$  tarama adımıyla  $5^\circ - 90^\circ$  arasında yapılmıştır. Yükselticiden gelen elektrik sinyallerini sayısal hale dönüştürme işlemi veri üretme ünitesinde yapıldı. Ölçüm sonuçlarını değerlendirme ve döküasyonu elde edildi. Bu elde edilen ölçümlerden X-ışını difraksiyon grafikleri çizildi. Şekil 4.7-8-10'da bu grafikler gösterildi.

### 3.9. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre ( DSC ) Analizi

Elde edilen şeritler ve tozların termal yapısı diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ile incelendi. İncelemelerin bir kısmı Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesinde gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.6 de K.S.Ü Katihal Fiziki laboratuvarındaki Perkin-Elmer Sapphire DSC-7 marka DSC aleti görülmektedir. Isıtmalı ve soğutmalı DSC de numuneler  $0^\circ\text{C}$  sıcaklıktan  $500^\circ\text{C}$  sıcaklığa  $10^\circ\text{C}/\text{dk}$  oranında ısıtıldı ve  $500^\circ\text{C}$  sıcaklıktan  $0^\circ\text{C}$  sıcaklığa  $10^\circ\text{C}/\text{dk}$  oranında soğutuldu. Elde edilen grafikler şekil. 4 de gösterilmiştir. DSC eğrilerinden  $A_s$  ve  $A_f$  sıcaklıklarının bulunması şekil 3.7' de görülmektedir(Zhang ve Hornbogen, 1987).



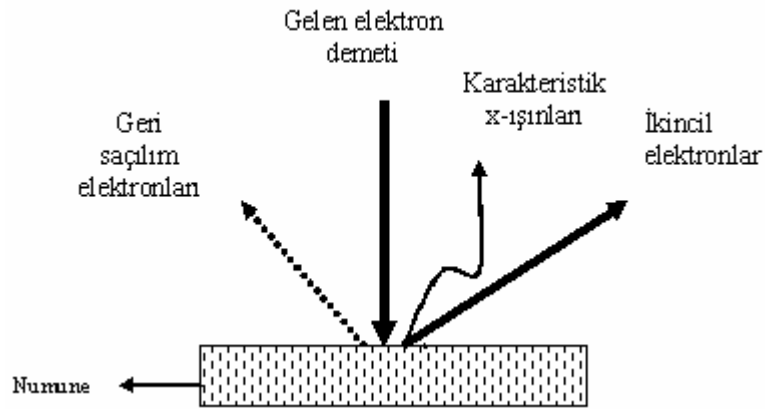
Şekil 3.6. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre Cihazı (DSC)



Şekil 3.7. DSC eğrisinden  $A_s$  ve  $A_f$  ters dönüşüm sıcaklıklarının bulunuşu

### 3.10. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizi

Metal malzemelerin mikro yapısını incelemek için kullanılan en önemli cihazlardan biriside SEM'dir. SEM, mikroskobun elektron tabancasından çıkan elektron demetini hedefteki numunenin yüzeyinde küçük bir noktaya çarptırarak, numuneden çıkan elektronik sinyalleri toplayan ve çözümleyen bir alettir. Esas olarak, havası boşaltılmış bir kolon içindeki elektron tabancasının meydana getirdiği elektronlar yönlendirilerek kolonun alt kısmına yerleştirilmiş numunenin yüzeyinde küçük bir noktaya çarptırılır. Geri saçılan küçük açılı elektronlar yüzeydeki girinti ve çıkıntılarla girişime uğrayarak, elektron sinyallerini oluşturan ikincil geri saçılma elektronlarını meydana getirirler. SEM yönteminde numunenin yüzey görüntüsü  $\sim 10\text{eV}$ 'luk düşük enerjilere sahip ikincil elektronlarla elde edilir. Numuneden gelen elektron sayısı ne kadar fazla ise görüntü o kadar parlak olur.



Şekil 3.8. Gelen elektron demetinin numune yüzeyi ile etkileşmesi

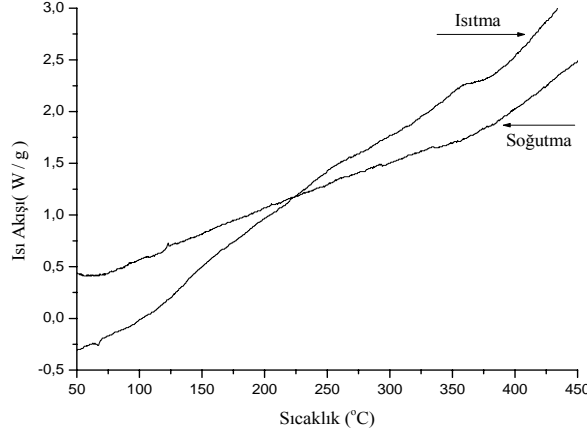
Malzemenin yüzeyi ışığı yansıtacak şekilde parlatıldıktan sonra kimyasal bir aşındırıcı asitle dağlanır. Asitler, enerji yönünden zayıf olan bu hatalı yerleri tahrip eder. Böylece elektron mikroskobunda numunenin yüzeyleri incelenerek fotoğrafları çekilir.

Mekaniksel öğütme tekniği ile elde edilen toz alaşımların morfolojisi JOEL JSM 5400 marka model taramalı elektron mikroskobunda 5-50  $\mu$  m boyutları arasında 350-500-2000 ve 5000 kez büyütülerek incelendi. Çekilen fotoğraflar Şekil 4.4-5-6 da gösterilmiştir.

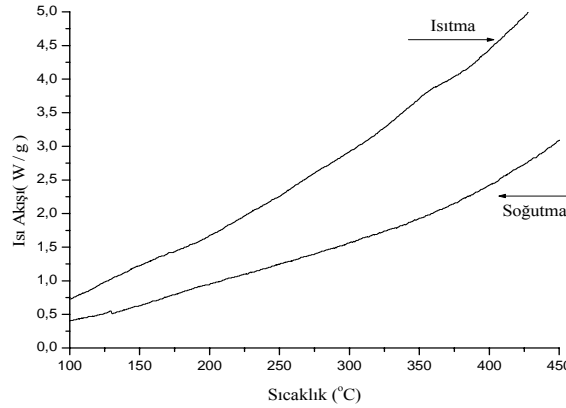
#### 4. BULGULAR VE TARTIŞMA

##### 4.1. Mekaniksel Öğütme Tekniği İle Üretilen Toz Alaşımların Analizleri

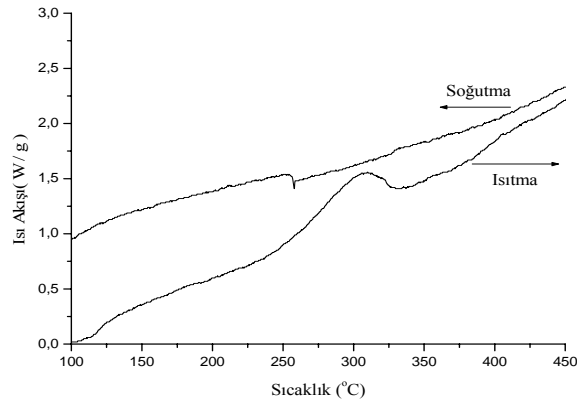
##### 4.1.1. Şekil hatırlamalı $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$ Toz Alaşımının DSC Analiz



Şekil 4.1. 10 saatlik öğütme sonucunda alınan  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  numunenin  $10\text{ }^{\circ}\text{C} / \text{dk}$  oranda ısıtma ve soğutma DSC grafiği



Şekil 4.2. 20 saatlik öğütme sonucunda alınan  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  numunenin  $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{dk}$  oranda ısıtma ve soğutma DSC grafiği

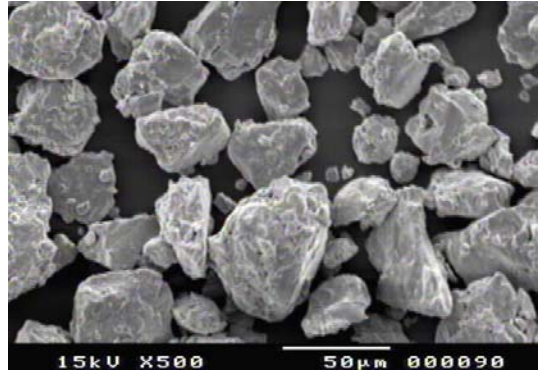
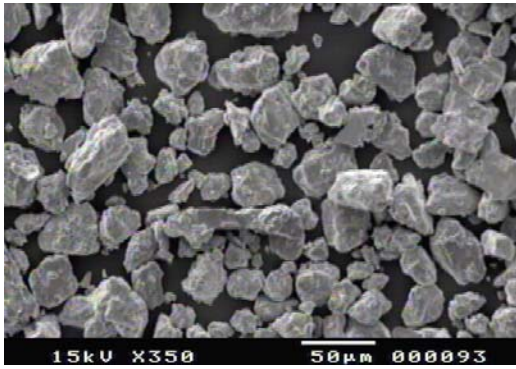


Şekil 4.3. 30 saatlik öğütme sonucunda alınan  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  numunenin  $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{dk}$  oranda ısıtma ve soğutma DSC grafiği

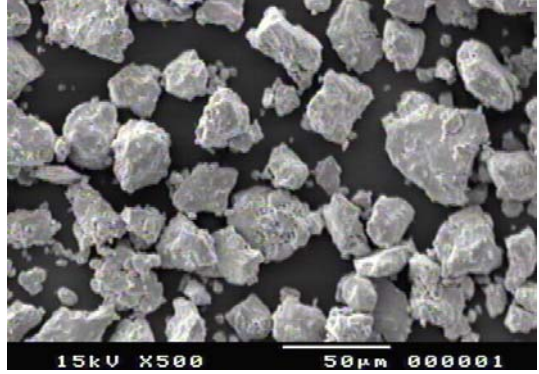
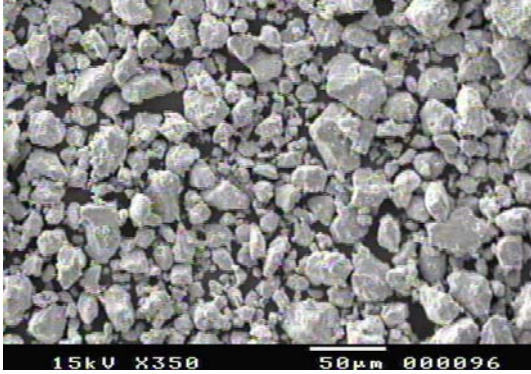
Mekaniksel öğütme sisteminde; öğütme süresinin alaşımların kristal yapısına ve morfolojisine etkisini anlayabilmek için numuneler 10-20-30 saatlik öğütme süresinde elde edildi. Mekaniksel öğütme tekniği ile elde edilen  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  toz alaşımlarının 10 saatlik, 20 saatlik ve 30 saatlik öğütme sonrası DSC analiz sonuçları Şekil 4.1-2-3 de görülmektedir. Şekil 4.1-2 de açıkça görüldüğü gibi 10 ve 20 saatlik öğütme sonrası herhangi bir martensitik dönüşüme rastlanmamıştır.  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  toz alaşımının 30 saatlik öğütme sonucu elde edilen numunesinin DSC analizinde ise Şekil 4.3'te görüldüğü gibi austenit (ana) ve martensit (ürün) faz dönüşümlerine rastlanmaktadır.

DSC sonucundan açıkça görüldüğü gibi öğütme süresi, martensitik faz için önemli bir parametredir ve Şekil hatırlamalı alaşım üretebilmek için numunelerin daha uzun süre öğütülmesi gerekmektedir.

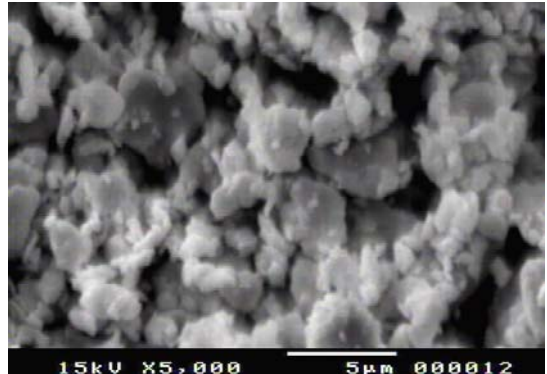
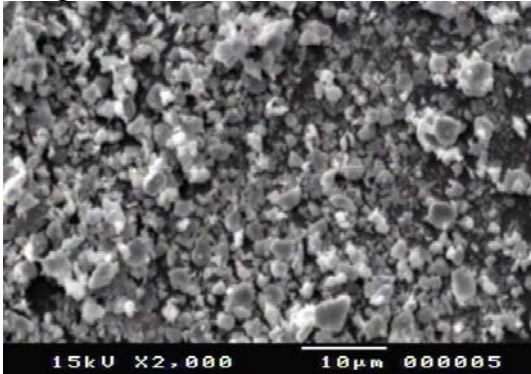
#### 4.1.2. Şekil hatırlamalı $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$ Toz Alaşımın SEM Analizi



Şekil 4.4. 10 saatlik öğütme sonucunda elde edilen  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  toz alaşımının SEM fotoğrafları



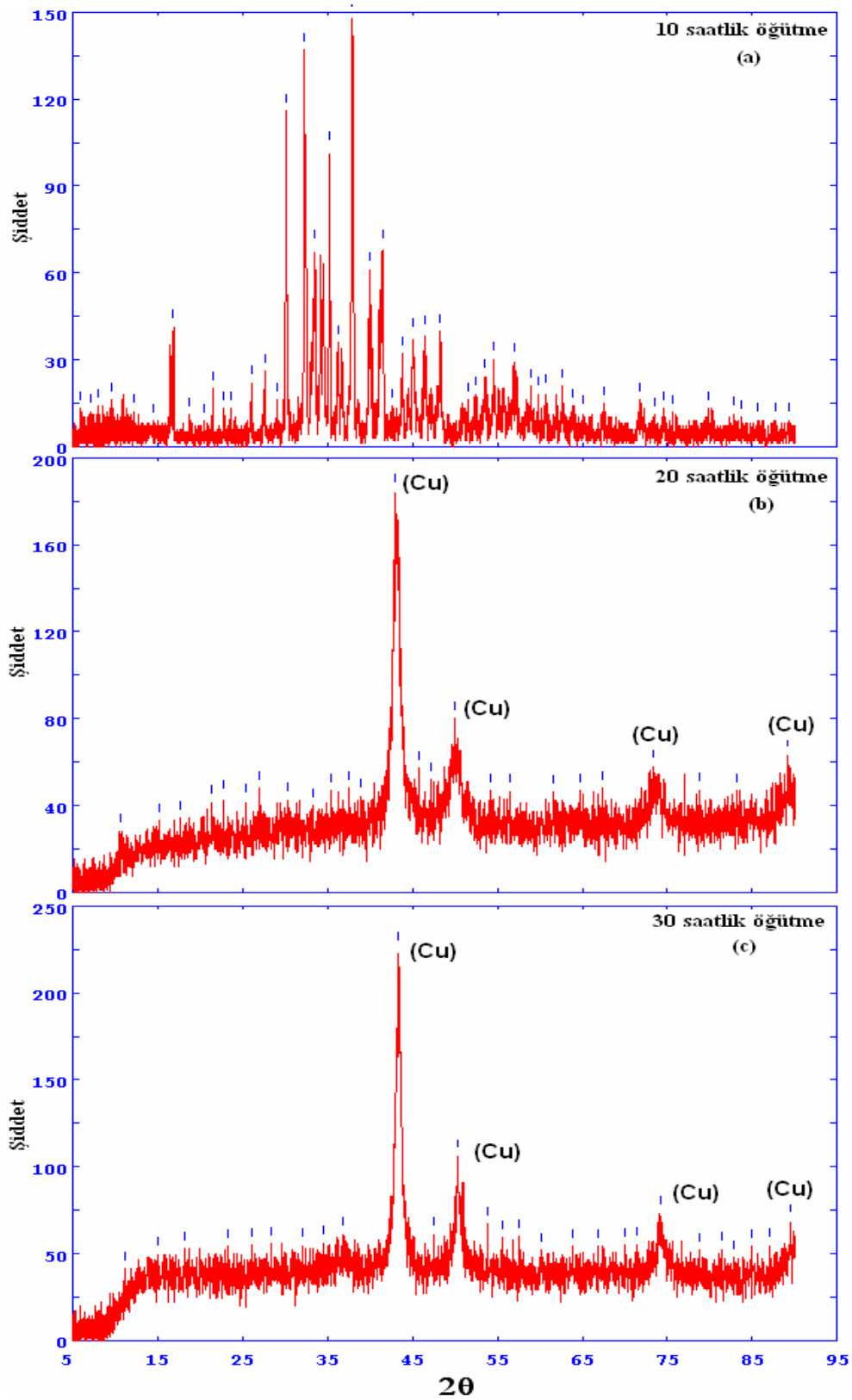
Şekil 4.5. 20 saatlik öğütme sonucunda elde edilen  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  toz alaşımının SEM fotoğrafları



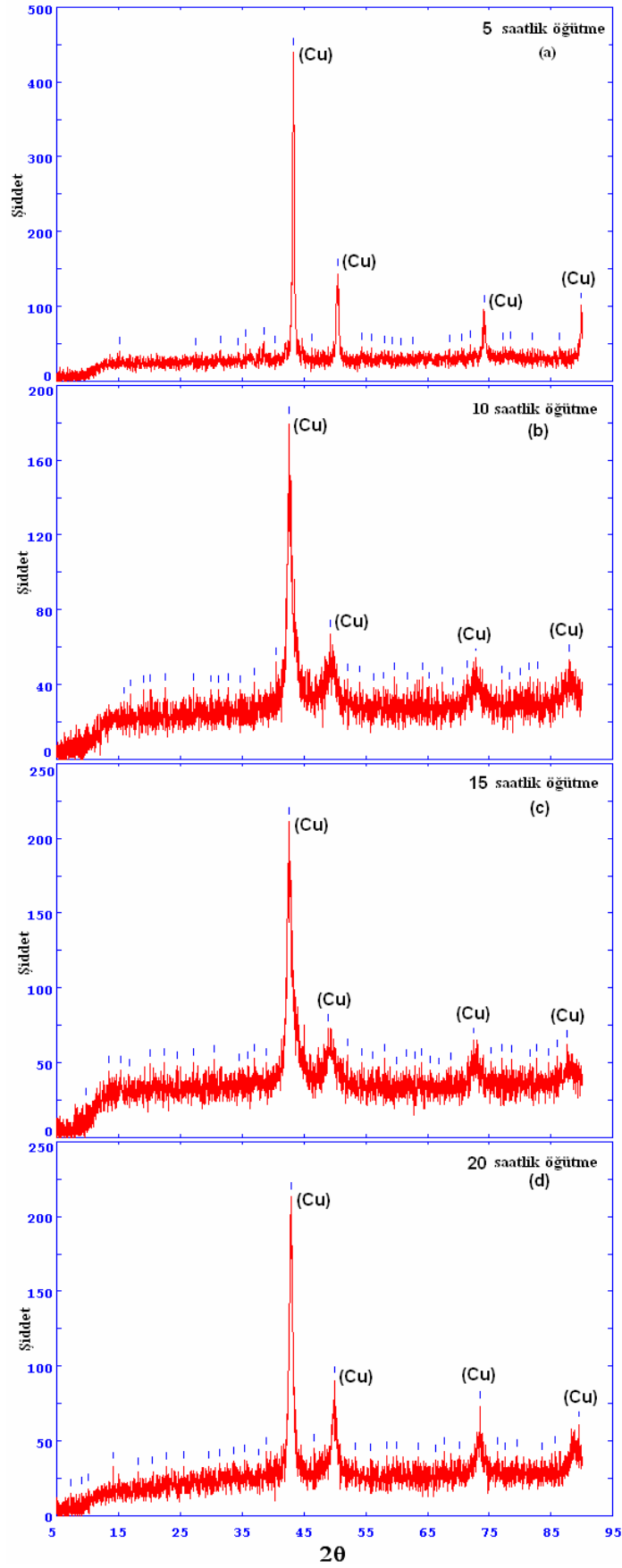
Şekil 4.6. 30 saatlik öğütme sonucunda elde edilen  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  toz alaşımının SEM fotoğrafları

10, 20 ve 30 saatlik öğütme sonucunda elde edilen  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  toz alaşımının Şekil 4.4-6'daki SEM fotoğrafları açıkça göstermektedir ki; öğütme süresi alaşımın morfolojisini etkilemektedir. Öğütme süresinin artması parçacık boyutunun azalmasına neden olmuştur. Şekil 4.4. de görüldüğü gibi 10 saatte üretilen alaşımlarda, ortalama parçacık çapı  $30 \mu\text{m}$  dir. 20 saatlik öğütme sonucu elde edilen numuneler için bu değer  $10 \mu\text{m}$  ye düşmektedir. 30 saatlik öğütme sonucu elde edilen alaşımlarda ise ortalama parçacık çapının  $0.5 \mu\text{m}$  den daha az olduğu görülmüştür. Ayrıca artan öğütme süresiyle birlikte parçacık dağılımında, homojenliğin arttığı gözlenmiştir.

#### 4.1.3. Şekil hatırlamalı $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$ ve $\text{Cu}_{77,31}\text{Zn}_{13,60}\text{Al}_{8,99}$ Toz Alaşımlarının X-Işını Analizleri



Şekil 4.7.  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  toz alaşımının X-ışını kırınım deseni ; (a) 10 saatlik öğütme, (b) 20 saatlik öğütme, (c) 30 saatlik öğütme



Şekil 4.8.  $\text{Cu}_{77,31}\text{Zn}_{13,60}\text{Al}_{8,99}$  toz alaşımının X-ışını kırınım deseni ; (a) 5 saatlik öğütme, (b) 10 saatlik öğütme, (c) 15 saatlik öğütme, (d) 20 saatlik öğütme

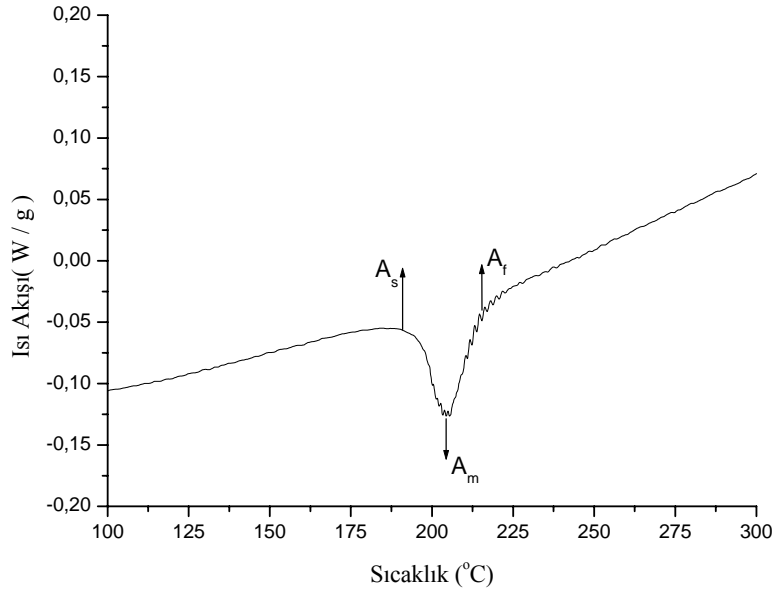
Şekil 4.4'te ve Şekil 4.5'de,  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  ve  $\text{Cu}_{77,31}\text{Zn}_{13,60}\text{Al}_{8,99}$  toz alaşımlarının sırasıyla 10, 20, 30 saatlik ve 5, 10, 15 ve 20 saatlik öğütmeleri sonucundaki numunelerin X-ışını kırınım desenleri görülmektedir. Bu sonuçlara bakıldığında Şekil 4.4.a.'da ve Şekil 4.5.a-b'de açıkça görüldüğü gibi elde edilen numunenin yapısında piklerin fazlalığı yani bileşimi oluşturan elementlerin piklerinin gözlenmesi tam karışımın meydana gelmediğini göstermektedir (Şekil 4.4.a - Şekil 4.5.a).

Şekil 4.4.b ve Şekil 4.5.c.'de gözlemlendiği gibi 20 saatlik  $\text{CuAlNi}$  ve 15 saatlik  $\text{CuZnAl}$  toz alaşımlarının yapısındaki piklerde azalma ve ana piklerde (Cu) ise keskinleşme artmaktadır. Bu da 20 ve 15 saatlik numunelerin homojenliğinin ve kristalleşmesinin arttığının bir göstergesidir.

Şekil 4.4.c ve Şekil 4.5.d.'de ise 30 saatlik  $\text{CuAlNi}$  ve 20 saatlik  $\text{CuZnAl}$  toz alaşımının yapısında ana fazdaki piklerde önceki saatliklere göre keskinleşme olduğu görülmüştür. Bunun yanında bu piklerin genişliklerinin arttığı gözlenmiştir ki bu numuneyi oluşturan parçacıkların çaplarının azalmasını ifade eder. X-ışını analizi sonucunda öğütme saatinin, homojenliğin artmasında ve kristalleşmenin oluşumunda, etkin ve doğru orantılı olduğu görülmektedir. Bu da alaşımı oluşturan esas element (Cu) çevresinde diğer elementlerin çözündüğünü göstermektedir. Bu sonuçlar DSC analizleri ile benzerlik göstermektedir. Bu sonuçlar daha önceki çalışmalarla uyum gösterir (Tang ve ark, 1997).

## 4.2. Hızlı Katılaştırma Tekniği İle Üretilen Şerit Alaşımın Analizleri

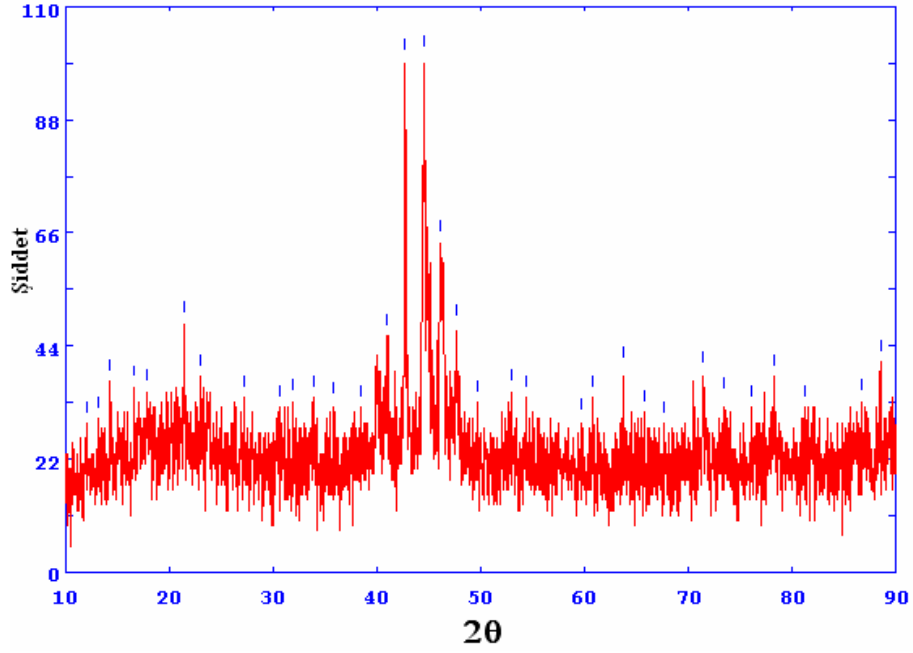
### 4.2.1. Şekil Hatırlamalı $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$ Şerit Alaşımın DSC Analizi



**Şekil 4.9.**  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  şerit numunenin DSC grafiği

Hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen şekil hatırlamalı  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  şeridin DSC analizi sonucu Şekil 4.9'da görülmektedir. Analiz sonucunda  $\text{Cu}_{83}\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$  şerit alaşımında martensitik dönüşüm görülmekte olup Şekil 4.9'da austenit (ana) faz dönüşümlerine rastlanmaktadır. Austenit fazın başlangıç ( $A_s$ ) ve bitiş ( $A_f$ ) sıcaklıkları sırasıyla 185, 212 °C olarak gözlenmiştir.

#### 4.2.2 Cu<sub>83</sub>Al<sub>13</sub>Ni<sub>4</sub> Şerit Alaşımının X-Işını Analizi



Şekil 4.10. Cu<sub>83</sub>Al<sub>13</sub>Ni<sub>4</sub> şeridinin X-ışını kırınım deseni

Şekil 4.10'da Cu<sub>83</sub>Al<sub>13</sub>Ni<sub>4</sub> alaşımının hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen şeridinin X-ışını kırınım deseni görülmektedir. Bu sonuç daha önce yapılan çalışmalarla benzerlik göstermektedir(Zengin ve Ceylan, 2003).

## 5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada giriş bölümünde de belirtildiği gibi, mekaniksel öğütme tekniği ile ve hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al toz ve şerit alaşımların özellikleri incelendi. Mekaniksel öğütme ve hızlı katılaştırma ile elde edilen alaşımların özelliklerinin incelememizin amacı ise dünyada durmadan kendini yenileyen ve gelişen teknoloji çağında önemli bir yere sahip olan fakat ülkemizde yeterli araştırmaların yapılmadığı şekil hatırlamalı alaşımları üretmektir. Ayrıca önceki çalışmalarda şekil hatırlamalı alaşımlar üzerine araştırmalar yapılmasına rağmen, bu üçlü alaşımların mekaniksel öğütme tekniğiyle toz şeklinde ve hızlı katılaştırma tekniğiyle şerit halinde üretimi çalışmaları pek yapılmadı. Bu sebepten dolayı bu çalışmada şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al üçlü alaşımların mekaniksel öğütme tekniği ile toz şeklinde ve hızlı katılaştırma tekniği ile şerit halinde üretimi çalışmaları yapıldı ve bu alaşımların özellikleri incelendi. Mekaniksel öğütme tekniğiyle üretilen şekil hatırlamalı  $Cu_{83}Al_{13}Ni_4$  ve  $Cu_{77,31}Zn_{13,60}Al_{8,99}$  toz alaşımları ve hızlı katılaştırmanın eriyik-döndürme tekniği ile üretilen şekil hatırlamalı  $Cu_{83}Al_{13}Ni_4$  üçlü alaşımının 30 m/sn hızda şeridi üretildi. Mekaniksel öğütme ve hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların özelliklerinin incelemesi ile elde edilen sonuçlar aşağıda özetlendi.

1. Mekaniksel öğütme sonucu elde edilen şekil hatırlamalı  $Cu_{83}Al_{13}Ni_4$  toz alaşımının 10 saatlik ve 20 saatlik öğütme sonrası numunelerinin DSC analizlerinde, martensitik (faz) dönüşümlerine rastlanmadı.  $Cu_{83}Al_{13}Ni_4$  toz alaşımının 30 saatlik öğütme sonrası numunenin DSC analizinde ise austenit(ana) ve martensit(ürün) faz dönüşümlerine rastlandı.

2. 10, 20 ve 30 saatlik öğütme sonucunda elde edilen şekil hatırlamalı  $Cu_{83}Al_{13}Ni_4$  toz alaşımının SEM analizinde öğütme saatindeki artışla birlikte, numunelerin parçacık boyutunda azalma, homojenliğinde de artış gözlemlendi. Kısaca öğütme süresinin alaşımın morfolojisini etkilediği görüldü.

3. Şekil hatırlamalı  $Cu_{83}Al_{13}Ni_4$  toz alaşımının 10 saatlik, 20 saatlik ve 30 saatlik öğütme ve sonucundaki numunelerin X-ışını analizleri sonucunda, 10 saatlik öğütmenin analizinde piklerin fazla olması sebebiyle karışımın tam olarak meydana gelmediği görüldü. 20 saatlik öğütme sonucu elde edilen toz alaşımın X-ışını analizinde piklerinin azaldığı ve ana piklerde (Cu) ise keskinleşmenin arttığı görüldü. 30 saatlik  $Cu_{83}Al_{13}Ni_4$  toz alaşımın analizinde ise ana fazdaki piklerde 20 saatliğe göre keskinleşme olduğu görüldü bununla birlikte öğütme saatinin homojenliğin artmasında, kristalleşmenin oluşumunda etkin olduğu görüldü. Bu sonuç DSC analizi ile benzerlik göstermektedir. Bu sonuçlar önceki çalışmalarla uyumluluk göstermektedir(Tang ve ark, 1997).

4. Mekaniksel öğütme sonucu elde edilen şekil hatırlamalı CuZnAl toz alaşımlarının 5, 10, 15 ve 20 saatlik öğütmeleri sonucunda alınan numunelerin X-ışını analizlerinde 5 saatlik öğütme sonucu elde edilen alaşımın analizinde piklerin fazlalığı göze çarpmış buradan da tam karışımın meydana gelmediğini anlaşılmıştır. 10 saatlik ve 15 saatlik CuZnAl toz alaşımların yapısındaki piklerde azalma ve ana piklerde (Cu) ise keskinleşmenin belirginleştiği görüldü. Bu da 10 ve 15 saatlik numunelerin homojenliğinin ve kristalleşmesinin kısmen de olsa arttığını bir göstermiştir. 20 saatlik CuZnAl toz alaşımın yapısında ise ana fazdaki piklerde önceki saatliklere göre keskinleşme olduğu görüldü. X-ışını analizi sonuçları öğütme süresinin homojenliğin artmasında ve kristalleşmenin oluşumunda doğru orantılı olduğu göstermiştir.

5. Şekil hatırlamalı  $Cu_{83}Al_{13}Ni_4$  üçlü alaşımının hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen şeridinin DSC analizi sonucunda martensitik dönüşüm görülmüş olup, austenit (ana) faz

dönüşümlerine rastlanmıştır. Austenit fazın başlangıç ( $A_s$ ) ve bitiş ( $A_f$ ) sıcaklıkları sırasıyla 185, 212 °C olarak gözlemlendi. Bu değer daha önce yapılan farklı tekniklerdeki çalışmalarda daha düşük derecelerdeydi. Bunun sebepleri, ilk aşamada kullanılan elementlerin saflıklarıyla ilgili olabildiği gibi şerit oluşumundaki püskürtmeden de kaynaklanmış olabilir.

6. Şekil hatırlamalı  $Cu_{83}Al_{13}Ni_4$  alaşımının hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen şeridinin X-ışını analizi sonucunda ise ana fazlara ait pikler görülmüş olmakla birlikte, sonuç önceki çalışmalarla benzerlik gösterdiği görülmüştür (Zengin ve Ceylan, 2003).

Bu elde edilen sonuçlar mekaniksel öğütme tekniği ile üretilen alaşımlarda öğütme süresinin önemini göstermiştir. Öğütme süresinde artışın alaşımın yapısında ve özelliklerinde değişimlere sebep olduğu açıkça görülmüştür. Mekaniksel öğütme tekniği ile yapılacak araştırmalarda öğütme süresi göz önünde bulundurulmalıdır. Mekaniksel öğütmede kullanılan çelik havanlarda yüzeye yapışmaları önlemek amacıyla mutlaka stearik asit kullanılmamalıdır. Aksi takdirde bir sonraki çalışmalarda havanın iç yüzeyine yapışan kalıntılar yapılan çalışmanın sonuçları olumsuz etkileyecektir. Hızlı katılaştırma ile üretilen şeritlerin üretiminin daha sağlıklı ve hızlı gerçekleştirilebilmesi için indüksiyon eritme fırına ve oksitlenmelerin engellenmesinde de vakum sistemine ihtiyaç vardır.

**KAYNAKLAR**

- ANDRADE, M. and DELAEY, L., 1984. The Displacement Vectors of the Antiphase Domain Boundaries Inherited by Copper-Based 18R Martensites. Transaction of the Japan Institute of Metals, 25, 11,778-783.
- BARRETT. C.S. ve MASSALSKI, T.B., 1980. Structure of Metals, Pergamon Press, Oxford.
- CHRISTIAN, J.K., 1975. The Theory of Transformation in Metals and Alloys. Part 1, Pergamon Press, Hungary.
- DELAEY, L., DERUYTTERE, A., AERNOUDT, E. and ROSS, J.R., 1978. Shape Memory Effect , Superelasticity and Damping in Copper-Zinc –Aluminium Alloy ,INCRA Report 78R1, Belgium.
- DELAEY, L., KRISHAN, R.V., TAS, H. and WARLIMONT, H., 1974. Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations. Part 1, Journal of Materials Science, 9, 1521-1535.
- DOĞAN, A., 1992. Martensitic Formation and Internal Friction, Acta Physica Hungarica, 72, 47.
- DURLU, T.N., 1979. Strain-Induced Martensite in Fe-Ni-C Alloys. Proceedings of ICOMAT 79, Boston, 40-45.
- DVORACK, M.A., KUWAND, N., CHEN, H. and WAYMAN, CM., 1983. Decomposition of a  $\beta_1$ -Phase Cu-Al-Ni Alloy at Elevated Temperature. Scripta Metall. 17, 1333-1336.
- FRIEND, C.M., 1986. The Effect of Applied Stress on the Reversible Strain in CuZnAl Shape Memory Alloys. Scripta Metall., 20, 995-1000.
- FUNAKUBO, H., 1987. Shape Memory Alloys, (Japonca'dan İngilizce'ye Çeviri) J.B. Kennedy, Gordon and Breach Science Publishers, London.
- GOLESTANEH, A.A., 1984. Shape- Memory Phenomena, Physics Today, 62-70.
- HONNA, T., 1986. The Mechanism of the All-Round Shape Memory Effect. Shape Memory Alloys ' 86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys, China Academic Publishers, 83-88.
- HORNBOGEN, E., 1988. Fatigue of Copper- Base Shape Memory Alloys, Engineering Aspect of Shape Memory Alloys. Michigan State University, Kellogg Center, 5-17. August 1988, Unpublished Study.
- KRISHAN, R.V., DELAEY, L., TAS, H. and WARLIMONT, H., 1974. Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations. Part 2, Journal of Materials Science, 9, 1536-1544.

- KUBO, H. and HIRANO, K., 1973. Crystallography of Martensitic Transformation with Long Period Stacking Order. *Acta Metall.*, 21, 1669-1675.
- MIYAZAKI S. and OTSUKA, K., 1989. Development of Shape Memory Alloys. *ISIJ International*, 29, 5, 353-377.
- MORRIS, M.A., 1992. High Temperature Properties of Ductile Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys with Boron Additions. *Acta Metall.*, 40, 7, 1573-1586.
- NISHIYAMA, Z, 1978. *Martensitic Transformation*, Academic Press, New York.
- NOYAN, E., 1990. *Shape Memory Desing*. A Ph.d Thesis, Metallurgical Engineering Middle East Tecnical University, Ankara.
- OLSON, G.B. and COHEN, M., 1975. Thermoelastic Behaviour in Martensitic Transformations. *Scripta Metall.*, 9, 1247-1254.
- ORTIN, J. ve PLANES, A., 1989. Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations. *Acta Metall.*, 37, 5, 1433-1441.
- OTSUKA, K. and KAKESHITA, T. *Science and Technology of Shape-Memory Alloys: New Developments*, MRS Bulletin, February, 2002
- OTSUKA, K. and SHIMIZU, K., 1970. Memory Effects and Thermoelastic Martensite Transformation in Cu-Al-Ni Alloy. *Scripta Metall.*, 4, 469-472.
- OTSUKA, K. and SHIMIZU, K., 1986. Pseudoelasticity and Shape Memory Effects in Alloys. *International Metals Reviews*, 31, 3, 93-114.
- PERKINS, J. ve SPONHOLZ, R.O., 1984. Stress-Induced Martensitic Transformation Cycling and Two- Way Shape Memory Training in Cu-Zn-Al Alloys. *Metall. Trans. A*, 15 A, 313-321.
- ROBERT, E and REED, H., 1964. *Physical Metallurgy Principles*, D.Van Nostrand Company LTD., London
- SABURI, T., NENNO, S. and WAYMAN, CM., 1979. Shape Memory Mechanism in Alloys. *Proceedings of ICOMAT 79*, Cambridge, Massachusetts, USA, 24-29 June, 619-632.
- SABURI, T. and NENNO, S., 1981. The Shape Memory Effect and Related Phenomena, *Proceed, Int.Conf. Solid State Phase Transformations*, AIME, Pittsburgh, 1455-1479
- SADE, M., HALTER, K. and HORNBOKEN, E., 1988. The Effect of Thermal Cycling on the Transformation Behaviour of Fe-Mn-Si Shape Memory Alloys. *Z. Metallkunde*, 79, 487-491.
- SCHETKY, L.M., 1980. Shape Memory Alloys. *Scientific American*, 68-76.
- TANG S.M., CHUNG C.Y. and LIU W.G., 1997. *Prepation of CuAlNi based Shape Memory*

- Alloys by Mechanical Alloying and Metallurgy Method. Journal of Materials Processing Technology, 307-312.
- TAUTZENBERGER, P., 1989. Properties and Applications of Shape Memory Actuators, The Martensitic Transformation in Science and Technology ( Eds. E. Hornbogen and N. Jost), DGM Informations Gesellshapt, Verlag, Germany, 213-222.
- VERHOEVEN, J.D., 1975. Fundamentals of Physical Metallurgy, Wiley & Sons, New York.
- WASILEWSKI, R.J., 1975. On the Nature of the Martensitic Transformation Metall. Trans. A, 6A, 1405-1418.
- WAYMAN, CM., 1980. Some Applications of Shape-Memory Alloys. Journal of Metals, 129-137.
- WAYMAN, CM., 1984. Thermoelastic Martensitik Transformations and the Nature of Shape Memory Effect. Ed. Thomas Tsakalagos, Proceedings of the Int. Conf. on Phase Trans, in Solids, Nort Holland Publ.- Company. New York, 657-667.

**ÖZGEÇMİŞ**

Ali Kemal SOĞUKSU 1978 yılında Kahramanmaraş'ta doğdu. İlköğrenimini Kahramanmaraş Kumçatı ve İstiklal İlkokullarında tamamladı. Ortaokulu Kahramanmaraş Gazi Orta Okulu'nda, lise öğrenimini ise Kahramanmaraş Lisesi'nde tamamladı. 1997 yılında Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümüne girdi. Bu bölümden 2001 yılında mezun oldu. 2002 yılında sınıf öğretmeni olarak atandı. 2003 yılında Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Ana Bilim Dalında yüksek lisansa başladı. Halen Kahramanmaraş'ın Türkođlu ilçesine bağlı Yeşilyöre Kasabası Demirciler İ.Ö.O'da sınıf öğretmenliğine devam etmektedir.