

**T.C.**  
**KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**FİZİK ANABİLİM DALI**  
**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Cu-%24,2Mn ALAŞIMININ TERMAL VE**  
**MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**Asuman TEKELİOĞLU**

**Ocak 2009**

Fen Bilimleri Enstitü Müdürünün Onayı.

...../...../.....

Doç. Dr. Burak BİRGÖREN

\_\_\_\_\_  
Müdür

Bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak Fizik Anabilim Dalı standartlarına uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. İhsan ULUER

\_\_\_\_\_  
Ana Bilim Dalı Başkanı

Bu tezi okuduğumuzu ve Yüksek Lisans tezi olarak bütün gerekliliklerini yerine getirdiğini onaylarız.

Prof. Dr. İlhan AKSOY

\_\_\_\_\_  
Danışman

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Saffet NEZİR

\_\_\_\_\_

Prof. Dr. İlhan AKSOY

\_\_\_\_\_

Doç. Dr. Sedat AĞAN

\_\_\_\_\_

## ÖZET

### Cu-%24,2Mn ALAŞIMININ TERMAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

TEKELİOĞLU, Asuman

Kırıkkale Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi

Danışman: Prof. Dr. İlhan AKSOY

Ocak 2009, 58 sayfa

Bu tez çalışmasında, Cu-%24,2Mn alaşımına farklı ısı ve mekanik işlemler uygulanarak; bu alaşımdan elde edilen numuneler üzerinde termal ve mekanik etki ile oluşturulan faz dönüşümlerinin morfolojik ve mekanik özellikleri çeşitli fiziksel yöntemler kullanılarak incelendi.

SEM incelemeleri sonucunda, hızlı ve yavaş soğutulan numunelerde austenite faz elde edildi. Hızlı soğutma ile elde edilen tane boyutunun, yavaş soğutma sonucunda elde edilen tane boyutundan daha küçük olduğu gözlemlendi. Böylece soğutma işlemindeki farklılığın, alaşımın tane boyutunu değiştirdiği sonucuna varıldı.

Austenite faz dönüşümü üzerine deformasyon etkisini araştırmak için alaşıma basma zoru uygulandı. Meydana gelen faz dönüşümlerinin yapısal özellikleri incelendi. Deformasyon yolu ile elde edilen faz dönüşümlerinin, termal yol ile elde edilen faz dönüşümleriyle benzer sonuç verdiği bulundu. Bu nedenle Cu-%24,2Mn alaşımının deformasyon etkisi göstermediği sonucuna varıldı.

**Anahtar Kelimeler:** Bakır Alaşımları, Cu-Mn Alaşımları, Faz Dönüşümleri, Austenite Faz, Tane Büyüklüğü, Tane Sınırı, SEM, Zor-Zorlanma Davranışı.

## ABSTRACT

### INVESTIGATION OF THERMAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF Cu-%24,2Mn ALLOY

TEKELİOĞLU, Asuman

Kırıkkale University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics, M. Sc. Thesis

Supervisor : Prof. Dr. İlhan AKSOY

January 2009, 58 pages

In this research, different heat and mechanical treatments have been applied to the Cu-%24,2Mn and some samples have been obtained from this alloy. On these samples, phase transformations have been formed by thermal and mechanical effect. Morphological and mechanical characteristics of the phase transformations have been examined by using different physical methods.

Austenite phase has been obtained in the samples which have been applied slow and rapid cooling according to the SEM analysis. It has been observed that the grain size obtained by the rapid cooling is smaller than the grain size obtained by the slow cooling. Therefore, it has been concluded that the cooling process differences, changes the grain size of the alloy.

Compression stress has been applied to the alloy in order to search the deformation effect on the austenite phase transformation. The structural features of the phase transformations have been examined. It has been found that phase transformations obtained by the deformation method have similar results with the phase transformations obtained by the thermal method. Therefore, it has been concluded that Cu-%24,2Mn alloy don't show deformation effect.

**Key Words:** Copper Alloys, Cu-Mn Alloys, Phase Transformations, Austenite Phase, Grain Growth, Grain Boundary, SEM, Stress-Strain Behaviour.

## TEŞEKKÜR

Yüksek lisans öğrenimim süresince değerli bilgi, öneri ve eleştirileri ile çalışmamı yönlendiren danışman hocam, Sayın Prof. Dr. İlhan AKSOY'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarımı her zaman destekleyen ve yardımlarını esirgemeyen hocalarım, Sayın Prof. Dr. Saffet NEZİR'e, Arş. Gör. Emine ALDIRMAZ'a ve Arş. Gör. Dr. Şule OCAK'a teşekkürlerimi sunarım. Desteğinden dolayı arkadaşım Deniz BAYRAM'a teşekkür ederim.

Yüksek lisans öğrenimim süresince destekleri ile her zaman yanımda olan aileme sonsuz teşekkürler...

## İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	iii
TEŞEKKÜR.....	v
İÇİNDEKİLER .....	vi
SİMGELER DİZİNİ.....	viii
KISALTMALAR DİZİNİ.....	x
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xii
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Metal ve Metal Alaşımları.....	2
1.1.1. Metallerde Kristal Yapılar.....	3
1.1.2. Faz Dönüşümleri.....	5
1.2. Tane Yapısının Genel Özellikleri.....	7
1.2.1. Soğutma Hızının Etkisi.....	9
1.2.2. Dış Zorun Etkisi.....	9
1.3. Metal ve Metal Alaşımlarında Elastik ve Plastik Deformasyon.....	11
1.3.1. Metal ve Metal Alaşımlarında Zor-Zorlanma Davranışı.....	14
1.4. Bakır ve Bakır Alaşımları .....	16
1.4.1. Bakır Alaşımlarında Faz Diyagramları.....	21
1.4.2. Bakır Alaşımlarında Faz Dönüşümleri.....	26



1.5. Kaynak Özetleri.....	27
1.5.1. Çalışmanın Amacı.....	35
2. MATERYAL VE YÖNTEM.....	36
2.1. Materyal.....	36
2.1.1. Alaşımın Hazırlanması.....	36
2.1.2. SEM Gözlemleri İçin Numunelerin Hazırlanması.....	37
2.1.3. Zor-Zorlanma Deneyleri İçin Numunelerin Hazırlanması.....	37
2.2. Yöntem.....	38
2.2.1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) .....	38
2.2.2. EDS Tekniği.....	39
2.2.3. Basma Deneyi.....	39
3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....	40
3.1. SEM İncelemeleri İçin Hazırlanan Numuneler.....	40
3.2. Termal Etkili Faz Dönüşümlerinin SEM İncelemeleri.....	41
3.3. Zor-Zorlanma Deneyleri İçin Hazırlanan Numuneler.....	45
3.4. Deformasyon Etkili Faz Dönüşümlerinin SEM incelemeleri.....	48
4. SONUÇ.....	52
KAYNAKLAR.....	55

## SİMGELER DİZİNİ

### SİMGE

A	Birim Yüzey Alanı
$M_s$	Martensite Başlama Sıcaklığı
B	(Logaritmik) Kondo Eğimi
b.c.c.	Hacim Merkezli Kübik Yapı
f.c.c.	Yüzey Merkezli Kübik Yapı
f.c.t.	Yüzey Merkezli Tetragonal Yapı
h.c.p.	Sıkı Paket Hekzagonal Yapı
$E_i$	Sistemin İç Enerjisi
$E_A^V$	Boşluk Enerjisi
E	Esneklik Sabiti
F	Kuvvet
$\sigma$	Akma Dayanımı
G	Gibbs Serbest Enerjisi
H	Entalpi
$H_{act}$	Aktivasyon Enerjisi
$\Delta L$	Cismin Boyundaki Artış
$L_0$	Cismin İlk Boyu
$\rho_0$	Özdirenç
$\rho_p(T)$	(Fonon Katkısı Sebebiyle Oluşan) Özdirenç
P	Basınç
$Q^{-1}$	İç Sürtünme

S	Entropi
T	Mutlak sıcaklık
V	Hacim
$v_b$	Tarama Hızı

## KISALTMALAR DİZİNİ

ASTM	Test ve Malzemeler İçin Amerikan Birliği
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
XRD	X Işını Toz Difraksiyonu
EBSD	Elektron Geri Saçılma Difraksiyonu
DSC	Diferansiyel Tarama Kalorimetresi
DTA	Diferansiyel Termal Analiz
EDS	Enerji Dağılımlı X Işını Spektrometresi
ICP	İndüktif Çiftlenimli Plazma/Atomik Emisyon Spektroskopisi
PCAC	Pozitron Yok Etme
PT	Pozitron Yakalama
RTT	Yeniden Dönüşüm Davranışı
SFE	İstif Hatası Enerjisi
SRO	Kısa Mesafeli Diziliş Düzeni

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### ŞEKİL

1.1	Metal ve metal alaşımları için zor-zorlanma eğrisi.....	15
1.2	Cu-Mn alaşımının faz diyagramı .....	23
1.3	Cu-Ni sistemi için denge faz diyagramı.....	25
1.4	(a) Cu-%27,2Mn (b) Cu-%42,9Mn alaşımlarının SEM görüntüleri.....	29
2.1	Alaşımın EDS analiz sonucu .....	36
3.1	Isıl işlem uygulanmamış Cu-%24,2Mn alaşımının SEM görüntüsü.....	40
3.2	800°C'de 2 saat ısıl işlem uygulanan (a) YS numunesinin (b) HS numunesinin SEM görüntüleri.....	42
3.3	Azota atılan (a) YS numunesinin (b) HS numunesinin SEM görüntüleri.....	44
3.4	Oda sıcaklığında 0,2 mm/dk hızla sıkıştırılarak %30 basma zoru uygulanan (a) YS numunesinin (b) HS numunesinin zor-zorlanma eğrileri.....	46
3.5	(a), (b) Oda sıcaklığında %30 basma zoru uygulanan YSD numunesinin SEM görüntüleri.....	49
3.6	(a), (b) Oda sıcaklığında %30 basma zoru uygulanan HSD numunesinin SEM görüntüleri.....	51

## ÇİZELGELER DİZİNİ

### ÇİZELGE

3.1	Numunelerin soğutma işlemi ile değişimi .....	41
3.4	Numuneye uygulanan basma zoru'nun zorlanma ile değişimi .....	48

# 1. GİRİŞ

Katılarla ilgili çalışmalar tarihin ilk çağlarından beri yapılmış olmakla birlikte; katıların, atom ve moleküllerin düzgün sıralanmış dizilerinden oluştuğu düşüncesi ilk defa, gazların atomik ve kinetik teorilerinin geliştirilmesi sırasında ortaya konulmuştur<sup>(1)</sup>.

Katılar, kimyasal bağlarla bir araya gelmiş atomlardan oluşurlar. Katı maddenin özellikleri, katıyı oluşturan atomların özelliklerine, atomların katı içindeki diziliş biçimlerine ve ortam koşullarına (sıcaklık, basınç vb.) bağlıdır. Çeşitli katılar arasında gözlenen büyük davranış farklılıkları, atomları bir arada tutan bağın türü ile atomların yapısal diziliş biçiminin sonucudur<sup>(2)</sup>.

Katı içerisindeki bir tek atomun özellikleri, katının özelliklerini belirlemede çok önemlidir. Ancak, bir kristal örgü içerisindeki atom ele alınacak olursa, atomun sahip olduğu özelliklerin, çevresindeki fiziksel koşullar tarafından fazlaca etkilenmiş olduğu görülür. Örnek vermek gerekirse, elektriksel iletkenlik, faz dönüşümleri gibi olaylar bir katı için düşünülebilir, ancak, bir tek atom için bir anlam ifade etmezler<sup>(3,4)</sup>.

Katıhal fiziği, şekli değiştirilemez maddelerle veya katılarla ilgilenir. Katıhal fiziğinin amacı, yeryüzünde bulunan katı maddelerin özelliklerini açıklamaktır. Katıhal fiziği teorisinin ve araştırmalarının önemli konularından biri, kristallerdir. Kristal yapı gösteren katıları sınıflandırmanın en kolay yolu, katıları, metaller ve metal olmayanlar diye ikiye ayırmaktır<sup>(5,2)</sup>.

## 1.1. Metal ve Metal Alaşımları

Çok yüksek elektriksel ve ısı iletkenliğine sahip, kendine özgü parlaklığı olan katıya, "metal" denir<sup>(3)</sup>. Metaller genellikle, homojen yapı ılı olup, katı veya sıvı halde özelliklerini değiştirmeyen maddelerdir. Tarihi açıdan bakıldığında metal, önceleri doğal halinde kullanılmıştır. İlk kullanılan metaller, bakır ve altındır. Metallerin özelliklerini iyileştirmek ve istenilen özellikte malzemeler elde etmek amacıyla alaşımlar geliştirilmiştir<sup>(1)</sup>.

En az biri metal olmak üzere iki veya daha fazla elementten oluşan ve metal özelliği gösteren maddeye, "alaşım" denir<sup>(4)</sup>. Alaşım, bir metale belirli özellik sağlamak amacıyla, en az bir başka elementin (metal veya ametal) kasıtlı olarak eklenmesi ile elde edilir. İlave edilen element, kristal içinde ya katı çözeltili, ya da ara bileşikler halinde bulunur. Alaşımlar, saf metallerden daha iyi teknik ve mekanik özelliklere sahiptirler. Genel olarak, alaşımlar, kendilerini meydana getiren metallerden daha sert ve dayanıklıdırlar. Alaşımlama ile, genellikle, ısı iletkenlik azalır<sup>(2)</sup>.

Saf metaller, mekanik özelliklerinin düşüklüğü sebebiyle genellikle uygulamalarda kullanılmazlar. Metallerin yerine daha üstün özelliklere sahip olan metal alaşımları tercih edilir<sup>(6)</sup>.



### 1.1.1. Metallerde Kristal Yapılar

Sıvı haldeki bir metalin katılaşması sırasında, atomların düzenli bir şekilde dizilmeleri sonucunda oluşan yapıya, “kristal yapı” denir<sup>(4)</sup>. Metaller ve alaşımları, katı durumda kristal yapıdadırlar. Metallerin esas yapısı, atomların üç boyutlu uzayda belirli bir düzene göre dizilmelerinden ibarettir. Bir metalin karakteristik kristal yapısının özelliğinde olan en küçük atom topluluğuna, “birim hücre” denir<sup>(3)</sup>. Kristal yapı, birim hücrenin tekrarlanması ile meydana gelir.

Metallerin kristal yapıları, ısıtma, şekil değiştirme, ısı ve elektrik iletimi gibi fiziksel olaylardaki davranışlarını etkiler. Kristal yapıya sahip olmayan maddeler ise “amorfl” olarak adlandırılır. Amorf durumda, atomlar ve moleküller tümüyle düzensizdir. Bir kristal veya amorf yapı içerisindeki atomların dizilme şekilleri, malzemenin hem fiziksel hem de mekanik özelliklerini etkiler. Metallerde bazı atomik dizilmeler çok iyi süneklik sağlarken, bazılarında ise, çok iyi dayanıma neden olurlar<sup>(1)</sup>.

Metallerde en yaygın olarak görülen kristal çeşitleri, hacim merkezli kübik (b.c.c.), yüzey merkezli kübik (f.c.c.) ve sıkı paket hekzagonal (h.c.p.) yapılarıdır. Metallerin genel mekanik özellikleri ve malzeme davranışları kristal yapılarıyla yakından ilgilidir. Yüzey merkezli kübik yapılı metaller, yumuşak ve sünektir. Hacim merkezli kübik yapılı metaller daha sağlamdır. Sıkı paket hekzagonal yapılı metaller ise, nispeten kırılğan olma eğilimindedirler<sup>(2,4)</sup>.

Kristallerin mükemmelliğinin bozulduğu an kusurlar ortaya çıkar. Kristal yapı kusurları, biçimlerine göre dört grupta incelenebilir: noktasal yapı kusurları(boyutsuz hatalar), çizgisel yapı kusurları(tek-boyutlu hatalar), düzlemsel yapı kusurları(iki-boyutlu hatalar) ve hacimsel yapı kusurları (üç -boyutlu yapı hataları).

Noktasal kusurlar, kristal yapı içerisinde atom mertebesinde var olan süreksizliklerdir. Herhangi bir kristalde, atomlar arası yerlere daha küçük çaplı yabancı atomların yerleşmesi ile oluşan hatalar, “ara yer” hatalarıdır<sup>(4)</sup>.

Noktasal yapı kusurları, malzemelere uygulanan ani soğutma, yeniden kalıcı şekil verme veya nötron,  $\alpha$  -parçacıkları gibi enerji yüklü parçacıklarla yüzeyin bombardıman edilmesi gibi ön işlemler sonucu olarak kendiliğinden oluşabilir. Bu yapı kusurları, malzemelerin özelliklerinde iyileştirmeler meydana getirmek için özellikle de oluşturulabilir<sup>(5)</sup>.

Kristallerde sıkça rastlanan hatalardan birisi de, çizgisel yapı kusurlarıdır. Atomların hatalı dizilişleri, bir çizgi boyunca devam ederse çizgi hatası oluşur. İki değişik şekilde ortaya çıkan bu yapı kusurları, kenar ve vida türü dislokasyonlarıdır. Kenar ve vida dislokasyonları, çoğu zaman beraber bulunurlar. Buna, karışık dislokasyon denir. Kenar dislokasyonu, kristal içinde sona eren bir düzlemin kenarıdır. Vida dislokasyonu, örgü düzlemi kendisine dik olan dislokasyon çizgisi etrafında spiral şeklini alır<sup>(7)</sup>.

Katılma sırasında, genellikle çok sayıda kristal tanesi aynı zamanda büyür. Bunlardan komşu olanların örgü düzlemleri arasında çoğunlukla büyük açılar ve süreksizlikler görülür. Böylece tane sınırları ortaya çıkar. Bu sınırlar

atomal istifin bozulduğu yerlerdir. Bu tür kusurlar, yüzeysel kusurlar olarak adlandırılırlar<sup>(2)</sup>.

İkizlenmeler veya kaymalar şeklinde üç boyutta ortaya çıkan yapı bozuklukları ise, hacimsel yapı kusurlarıdır. İkizlenme, belirli metallerin şekil değiştirilmesi veya ısı işlemleri sırasında olur. İkizlenmelerde, kristalin bir bölümü, diğer bölüme göre hacimsel olarak yer değiştirmiş olur<sup>(4)</sup>.

Kayma türü yapı bozuklukları ise, kristalin iki bölümünün kayma düzlemi olarak bilinen düzlem üzerinde atomik uzaklıklar düzeyinde birbirlerine göre kaymaları şeklinde ortaya çıkarlar<sup>(4)</sup>.

### **1.1.2. Faz Dönüşümleri**

Faz, termodinamik bir denge halidir ve bir hacim içerisinde herhangi bir maddenin, genel anlamda, homojen olarak bulunması şeklinde tanımlanabilir. Elementler veya alaşımlar, değişik fiziksel şartlar altında farklı kristalografik ve termodinamik özellikler gösterirler, yani, farklı fazlarda bulunabilirler. Fazların oluşumunda ve dönüşümünde ana etken, enerji içeriğidir, bu içeriği değiştiren üç ana etken ise, sıcaklık, basınç ve bileşimdir<sup>(8)</sup>.

Kristalografide, fazların birinden diğerine geçiş, faz dönüşümü olarak tanımlanır. Faz dönüşümleri sırasında, atomlar doğal olarak yer değiştirirler. Bu yer değiştirmede, atomların komşuluklarını korudukları dönüşümler katı hal fiziğinde, difüzyonsuz faz dönüşümü olarak tanımlanır. Kristali oluşturan

atomların birbirlerine göre konumları ya da komşulukları değişerek meydana gelen dönüşümler ise, difüzyonlu faz dönüşümü olarak tanımlanır<sup>(9)</sup>.

Metal ve metal alaşımlarında dönüşüm öncesindeki faz, austenite faz olarak bilinir. Austenite faz ya da ana faz olarak adlandırılan dönüşüm öncesi kristal yapının, dışarıdan herhangi bir mekaniksel zor, sıcaklık veya her iki faktörün birlikte uygulanmasıyla, yeni faz olan martensite yapıya dönüş gerçekleşir<sup>(8)</sup>. Martensite faz ürün faz olarak adlandırılır. Austenite-martensite faz dönüşümü, alaşımın cinsine ve kompozisyonuna bağlı olarak değişen belirli fiziksel etkenler altında oluşur<sup>(10)</sup>. Austenite-martensite faz dönüşümleri difüzyonsuz oluşabilme özelliklerinden dolayı, katı hal fiziğinde önemli bir yere sahiptir.

Bir cisim, bağ kuvvetleri etkisi altında en düşük enerjili denge konumunda bulunan atomlar grubundan oluşur. Cisimlerin iç yapı oluşumunda ana etken enerjidir. Enerjisi azalan bir sistemin kararlılığı artar. Sistemler daima sahip oldukları enerjiyi azaltan konumlara yönelerek daha kararlı hale gelme eğilimi gösterirler. Bir fazdan diğer bir faza dönüşüm olabilmesi için sistemin son faza göre kararsız olması gerekir<sup>(9)</sup>. Sabit sıcaklık ve basınçta sistemin kararlılığı;

$$G = H - TS \quad (1.1)$$

şeklinde tanımlanan Gibbs Serbest Enerjisi'nin en küçük değeriyle belirlenir. Burada H entalpi, T mutlak sıcaklık, S ise sistemin entropisidir. Entalpi, sistemin ısı miktarının bir ölçüsüdür ve,

$$H = E_i + PV \quad (1.2)$$

şeklinde verilir.

Bu eşitlikte,  $E_i$  sistemin iç enerjisi,  $P$  basıncı,  $V$  hacmi ifade eder. İç enerji, bir sistemdeki atomların kinetik ve potansiyel enerjilerinin toplamından oluşur. Kinetik enerji, katıda atomların titreşim hareketlerinden doğarken, potansiyel enerji, sistemdeki atomlar arası bağlar ve etkileşmelerden kaynaklanır. Sistemin iç enerjisindeki değişime bağlı olarak ısı miktarı değiştiğinde faz dönüşümü meydana gelir<sup>(8,10)</sup>.

Katı halde atomların hareket yetenekleri çok kısıtlıdır, bu nedenle dönüşümlerin tamamlanabilmesi için belirli bir süreye ihtiyaç vardır. Dönüşme olayı, atomsal yayılım sonucu oluşur ve bu üç aşamada tamamlanır. Birinci aşamada, atomların çevresi ile bağları kopar, ikinci aşamada, hareket ederek daha düşük enerjili konumlara giderler ve son aşamada da yeni fazı oluştururlar<sup>(4,8)</sup>.

Katı faz, birbiri içinde tamamen eriyen maddelerin oluşturduğu katı eriyikten ( $\alpha$ ) meydana gelir. Maddeler birbiri içinde tamamen eridiğinden dolayı katı ( $\alpha$ ) tanelerinde, sadece tane sınırları görülebilir. f.c.c. yapının-b.c.c. yapıya dönüşmesi katı-katı faz dönüşümüne bir örnektir<sup>(10)</sup>.

## 1.2. Tane Yapısının Genel Özellikleri

Metallerin atomları devamlı titreşim hareketi yaparlar. Bu titreşim, o metalin sıcaklığını belirler. Bir metali eritmek için verilen ısı enerjisi, atomların kinetik enerjilerinin artmasına neden olur ve erime sıcaklığına ulaşınca atomların titreşim hareketleri o kadar kuvvetlenir ki, atomlar arasındaki bağ kuvvetini yenerek serbest kalırlar. Titreşimlerin oluşturduğu enerji, metal

atomlarını birbirine bağlayan enerjiyi geçince ergime dediğimiz olay meydana gelir; yani, metal sıvı hale geçer. Ergimiş metalin sıvıdan katıya geçişinde meydana gelen kristalleşme, çekirdek oluşumu ve kristal büyümesi olmak üzere iki aşamada oluşur. Kristal çekirdekleri; tesadüfen bir araya gelmiş atomlar, henüz erimemiş kristal kalıntıları ya da katkı maddeleridir. Eriyiğin sıcaklığı, katılma noktasının altında olacak biçimde soğutulursa, çekirdeklerinin çevresinde biriken atomlar kristal örgüsünü oluşturmaya başlarlar. Bu durumda, atom sayısı artmaya ve kristal büyümeye başlar. Büyüme, komşu kristale değinceye kadar sürer. Her kristal grubuna tanecik adı verilir<sup>(1)</sup>.

Metaller çok sayıda kristal taneciğine sahiptirler. Her bir kristal taneciğinde de atom diziliş doğrultuları farklı olduğundan, metalin özellikleri yöne bağlı değildir<sup>(4)</sup>.

Austenite kristallerinin boyutu, tüm ayrıştırma ürünlerinin parçacık boyutunu belirler, çünkü, çekirdeklenme daha çok austenite tane sınırlarında yer alır. Genel olarak, küçük tane boyutu tercih edilir, çünkü bu, yüksek dayanımla ilişkilidir. Austenite tane boyutu, austenitleme sıcaklığına ve buna maruz kaldığı zamana bağlıdır<sup>(1-3)</sup>.

Austenite tane boyutlarını gösteren yapı elde edildikten sonra, tane boyutuna büyük ya da küçük şeklinde referans vermektense tane boyutunu ölçmek daha isabetlidir. Tane boyutunu ölçmek için, istenilen doğruluğa bağlı olarak çeşitli yöntemler kullanılabilir ve mikro yapının görüntüsü, buzlu cam ekranına aktarılarak belirli bir alandaki tane sayısı sayılabilir. Tane boyutunun

belirlendiği bir teknik ASTM (Test ve Malzemeler İçin Amerikan Birliği) tane boyutu numarasıdır. Her  $\text{in}^2$  deki tanelerin sayısı x 100 defa büyüterek çekilen bir metal fotoğrafından belirlenir <sup>(4)</sup>.

Tane boyutunun oluşmasında, kristallerin başlangıçtaki oluşum hızı, kristallerin oluşmaya başladığı yerlerin sayısı ve kristallerin büyüme hızı olmak üzere üç faktör etkilidir<sup>(11)</sup>. Soğutma hızının ve dış zorun da tane boyutuna direk etkisi vardır.

### **1.2.1. Soğutma Hızının Etkisi**

Kristal çekirdeklerinin sayısına ve soğutma hızına bağlı olarak kristal taneciklerinin sayısı ve dolayısıyla büyüklüğü farklı olur. Soğutmaya bağlı olarak metaller, daha büyük ya da daha küçük kristal tanelerini meydana getirirler. Eğer soğutma hızlı ise, tanelerin tüm yönlerdeki boyutları yaklaşık olarak aynıdır. Genel olarak, hızlı soğutma, küçük tanelerin oluşumuna yol açarken, yavaş soğutma da, büyük tanelerin oluşumuna yol açar<sup>(11)</sup>.

### **1.2.2. Dış Zorun Etkisi**

Uygulanan deformasyonun oranı, tane boyutunu doğrudan etkiler. Artan deformasyon dislokasyon yoğunluğunu artırır ve bunun sonucunda hücre oluşum eğilimi artar. Plastik deformasyon sırasında oluşan hücre duvarının belirginliği metalden metale farklılık gösterir<sup>(12)</sup>.

Metalleri meydana getiren en küçük hücrelerin birbirlerini tekrarlaması ile meydana getirdikleri tanelerin büyüklüğü, malzemenin mekanik özelliklerine doğrudan etki eder. Malzemenin tanelerinin küçük olması, mekanik özelliklerini artırır. Metal ve metal alaşımlarında tane büyüklüğü azaldıkça, dislokasyon hareketlerinin engellenmesi ile, sertlik ve dayanım artar. Tanelerin büyük olması malzemeyi gevrekleştirir ve daha kırılğan yapar<sup>(1,4)</sup>. Büyük boyutlu taneler, genellikle, düşük dayanım, düşük sertlik ve düşük sünekliğe sebep olurken küçük boyutlu taneler, yüksek dayanım, yüksek süneklik ve yüksek sertliğe neden olurlar. Süneklik, bir metalin veya metal alaşımının uygulanan bir yük altında, kopmaksızın dayanabileceği şekil değiştirme miktarıdır<sup>(11)</sup>.

Metal ve metal alaşımlarında, mekanik özelliklerin tane büyüklüklerine göre farklılık göstermesinin sebebi, tane sınırlarıdır. Tane sınırları, genelde safsızlık atomları, atomlar arası boşluklar ve dislokasyonlar gibi kusurlar içerdiği için tane içlerinde olduğu gibi özdeş atom dizilimlerinden söz edilemez<sup>(8)</sup>. Tane sınırları, atomların düzensiz paketlenmesinden dolayı yüksek enerjiye sahiptir. Her tane sınırı, kayma düzlemlerinin önüne çekilmiş engel gibidir. Hareket halindeki bir dislokasyon, karşısına çıkan bir tane sınırında son bulur. Çünkü kaymaya zorlanmış bir kayma düzlemi komşu tanenin kayma düzlemi ile aynı düzlem içerisinde olmayabilir. Burada, ya seviyesi ya da açısı farklıdır. Bu şekilde ne kadar tane sınırı varsa, o kadar da engel var demektir. Yeterince gerilim ve termal enerji verildiğinde dislokasyonlar kristalin taneleri boyunca kolayca ilerleyerek tanenin deformasyonuna sebep olur<sup>(11)</sup>. Dolayısıyla bir malzemenin dayanımını arttırmanın en kolay yolu taneleri oldukça küçük yapmaktır. Bu da tane sınırı



alanını artırır. Küçük tanelerde, yüzey / hacim oranı yüksektir ve daha fazla dislokasyon tutulur. Artan deformasyon dislokasyon yoğunluğunu artırır ve buna bağlı olarak metalin sertliği ve dayanımı artarken, sünekliliği düşer<sup>(3,7)</sup>.

### **1.3. Metal ve Metal Alaşımlarında Elastik ve Plastik Deformasyon**

Metal ve metal alaşımlarının deformasyonu kristal bloklarının belirli kristalografik düzlemler boyunca birbirleri üzerinden kaymasıyla oluşur. Bu düzlemler, kayma düzlemleri olarak adlandırılır. Kayma düzlemleri kristal içerisinde en çok rastlanan düzlem ve yönlerdir. Bir metal veya metal alaşımında kayma, kayma düzlemindeki kayma gerilmeleri sonucu oluşur. Kayma, yapı içerisindeki hatalar ( dislokasyonlar ) sebebiyle mümkün olur. Tane boyutu, deformasyon oranı, deformasyon sıcaklığı, alaşımın kompozisyonu ve yabancı parçacıklar; bunların hepsi dislokasyonların hareketlerini ve dağılımlarını doğrudan etkileyen parametrelerdir. Bu etkileşim, yeni oluşan tanelerin morfolojisini de doğrudan ilgilendirir<sup>(13)</sup>.

Bir metale veya metal alaşımına yeterli kuvvetin uygulanması, şeklinin değişmesine sebep olur. Bu şekil değişikliği, deformasyon olarak adlandırılır. Kuvvet kaldırıldıktan sonra kendi kendine tersine dönen geçici şekil değişikliği, yani, cismin orijinal boyutlarına geri döndüğü şekil değişikliği, elastik deformasyon olarak adlandırılır. Diğer bir deyişle, elastik deformasyon, gerilme kaldırıldığında eski haline dönebilir olan, düşük gerilmelerle meydana gelen şekil değişikliğidir. Bu tür deformasyon, bağların gerilmesini içerir; fakat atomlar birbirleri üzerinde kaymazlar<sup>(4,12)</sup>.

Kayma gerilmesinin belirli bir değerinden sonra, kristaldeki atomlar uygun düzlemler boyunca, ani olarak, sonraki örgü düzlemlerine ötelenirler, gerilmeler ortadan kalksa bile, cisim eski haline geri dönemez. Böyle bozulmalara plastik bozulma denir<sup>(4,8)</sup>. Plastik şekil değişimine uğramış metalin, kristal tane yapısı bozulur ve taneler şekil verme yönü doğrultusunda uzar. Plastik deformasyonda, dislokasyonların hareketi dolayısıyla, atomik bağlarda kopmalar meydana gelir<sup>(12)</sup>. Bir kristal düzlemindeki tüm atomların bağlarını ilk anda kırmak için gereken kuvvet çok büyük olmasına rağmen, dislokasyonların hareketi, kristal düzlemlerindeki atomların daha düşük gerilme seviyelerinde birbirleri üzerinde kaymasını sağlar. Atomların en yoğun olduğu düzlemlerde hareket için gerekli olan enerji miktarı en düşük olmakla beraber, dislokasyonlar tercihli olarak bir tane içinde hareket etmeye yönelir. Bu da tane içindeki paralel düzlemler boyunca meydana gelen kaymaya sebep olur. Bu paralel kayma düzlemlerinin birleşmesiyle, optik mikroskopla görülebilen kayma bantları oluşur<sup>(11)</sup>.

Metale plastik şekil değiştirme uygulandığında dislokasyon yoğunluğu ve buna bağlı olarak sertliği ve dayanımı artar, sünekliliği ise düşer. Hareket eden dislokasyonlar ya kaymayı oluşturur ya da başka dislokasyon, tane sınırı gibi engeller ile durdurulur. Tane sınırları önünde dislokasyonların yığılması, bitişik tanedeki gerilmeyi artırır. Artan gerilme, bitişik tane içindeki dislokasyon kaynaklarını harekete geçirir. Bu şekilde plastik şekil değiştirme taneden taneye geçerek, tüm malzeme plastik şekil değiştirmeye uğrar<sup>(12)</sup>.

Pek çok metalde plastik deformasyon altında şekil bozulmasının oluşumu, deformasyon ikizlenmeleri ile ortaya çıkar. Böylece, atomik

düzlemler birbirleri üzerinde kesme hareketi yaparlar. Kristalin atomik yapısında gözlenen ikizlenme olayı, dışarıdan da takip edilebilir. Herhangi bir dış zorun etkisiyle ortaya çıkan ikizlenme sırasında, kristal yüzeyinde engebeler oluşur. Deformasyonun başlaması ile oluşan ince ikizlenme tabakası, deformasyon arttıkça kalınlaşır<sup>(13)</sup>.

Metallerin ve metal alaşımlarının deformasyon davranışı, dislokasyon hareketi ve deformasyon ikizlenmesi ve daha geniş ölçekte, özellikle kesme bantları olmak üzere deformasyon homojensizliğinin oluşumu tarafından yönetilmektedir<sup>(14)</sup>. Bakır alaşımlarında, deformasyon yapılarının gelişiminin kendi istif hatası enerjilerine son derece bağlı olduğu bilinmektedir. Alaşım elementlerinin katı çözültü içinde artışıyla birlikte, istif hatası enerjisi genellikle düşer ve bunun sonucu olarak, deformasyon ikizleri ve kesme bantları oluşturma eğilimi artar<sup>(12)</sup>.

Mangan, daha çok alaşım halinde kullanılan, grimsi metal renkli bir elementtir, oda sıcaklığında katıdır, erime noktası 1244°C'dir. Mangan, istif hatası enerjisini önemli derecede değiştirmeden %12'ye varan bakır içerisinde çözünebilir tek elementtir. Bu yüzden, Cu-Mn alaşımlarının deformasyon davranışının araştırılması, istif hatası enerjisindeki azalmadan ayrı olarak alaşım elementlerinin etkisinin kavranmasını sağlayabilir<sup>(13,2)</sup>.

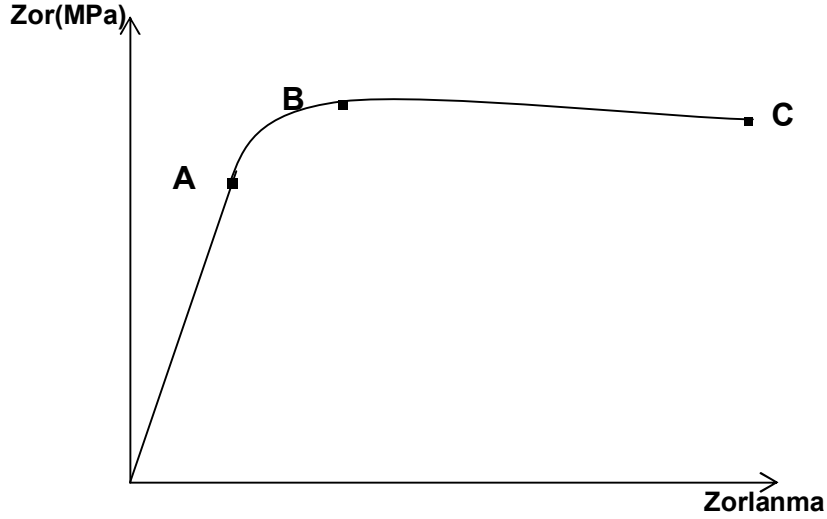
### 1.3.1. Metal ve Metal Alaşımlarında Zor-Zorlanma Davranışı

Bakır (Cu), inko (Zn), Alüminyum (Al) ve bunların alaşımları gibi Demir (Fe) dışı malzemelerin çoğu, uygulanan gerilme, sıkıştırma gibi etkenler altında biçimlerini kalıcı olarak değiştirirler, yani plastik Şekil değişimine uğrarlar<sup>(12)</sup>.

Bir katıya kuvvet uygulandığı zaman, katının özelliklerine ait iç reaksiyon kuvvetleri meydana gelir. Bu kuvvetler dıştan uygulanan kuvvetleri dengeleyerek cismin daha fazla deforme olmasını engeller. Dışardan yapılan kuvvetler arttıķça cismin iç direnci de artar. Bunların arasında belirli bir oran vardır ve doğru orantılı Şekilde değişirler. Bir cisme uygulanan kuvvet büyük değilse, meydana gelen deformeasyon da bu kuvvet ile doğru orantılıdır. Hooke Kanunu olarak bilinen bu kanundan yola çıkılarak, katıların esneklik ilkeleri, zor ve zorlanma kavramlarıyla açıklanabilir<sup>(11)</sup>.

Zor, büzölmeye sebep olan kuvvetle orantılı bir sabittir. Daha açık bir ifadeyle, birim yüzeye etki eden dik kuvvettir ve  $(Zor = F / A)$  Şeklinde ifade edilir. Zorlanma ise, bozulmanın derecesinin bir ölçüsüdür. Yani cismin boyundaki artışın ilk boyuna oranıdır ve  $(Zorlanma = \Delta L / L_0)$  Şeklinde ifade edilir. Hooke Kanununa göre; bir katı cisim için, zorun, zorlanmaya oranı sabittir ve  $(Zor / Zorlanma = Sabit = Esneklik = E)$  Şeklinde ifade edilir<sup>(4,12)</sup>.

Metal ve metal alaşımları için genellikle, zor-zorlanma grafiği Şekil 1.1'deki gibi bir eğriyi gösterir.



**Şekil 1.1** Metal ve metal alaşımları için zor-zorlanma eğrisi

Şekil 1.1’de görüldüğü gibi zor-zorlanma diyagramı, başlangıçtan A noktasına kadar lineer olarak artar. Bu bölgede zor ile zorlanma arasında lineer bir bağıntı vardır ve malzeme Hooke Kanununa uyar. Bu bölgedeki zor-zorlanma eğrisinin eğimi, elastiklik veya Young modülü olarak ifade edilir<sup>(4)</sup>. Bu bölgede zor ortadan kalktığında cisim eski haline geri döner. Diğer bir deyişle, başlangıçtan A noktasına kadar olan bölgede cisim tam esnektir. Uygulanan zor artırılarak B noktasına kadar devam ettirilir ve sonra kaldırılırsa cisim eski haline dönmez ve daimi olarak şekil değişikliğini muhafaza eder. Bu bölge, cismin plastik şekil değişikliğine uğradığı bölgedir. A noktası maddenin esneklik sınırı ya da orantılı sınır adını alır. Zor C noktasına kadar artırılırsa, bu noktada cisim kopar. Malzemede kalıcı şekil değişikliğine neden olan gerilme olarak tarif edilen akma dayanımı( $\sigma$ ) ve elastiklik modülü, yüksek sıcaklıklarda azalırken, kopmaya kadar gerinim miktarı olarak ölçülen süneklik miktarı genellikle artar<sup>(12)</sup>.

#### 1.4. Bakır ve Bakır Alaşımları

Yüzey merkezli kübik yapıya sahip bakır, normal koşullarda, yansımından dolayı kırmızı, saydamlığından ötürü yeşil renklerde, 1083°C'de eriyen ve 2310°C'ye doğru kaynayan katı bir cisim halinde bulunur. Yumuşak, kolayca tel ve levha haline getirilebilen bir metaldir. Saf bakır, mükemmel süneklığe sahiptir. Elektrik direnci, özellikle saf haldeyken çok azdır. Bakır, Gümüş ve Altından sonra, en iyi ısı ve elektrik iletkenidir<sup>(3)</sup>.

Bakırın insanlık tarihinde kullanılması çok eski çağlarda başlamıştır. İnsanlar, bakırı günlük yaşamlarında, süs eşyası, silah ve el sanatlarında kullanmış olup uygarlık ilerledikçe bakıra olan ihtiyaç daha da artmıştır<sup>(1)</sup>.

Bakır, para üretiminde de, yaygın olarak 2500 yıldan bu yana kullanılan bir metaldir. Birçok ülkede 19. Yüzyılın yarısına kadar saf bakır, para üretiminde kullanılmıştır. Günümüzde de, sanayinin temel hammaddeleri arasında yer alan önemli metallere birisi olan bakır, üstün fiziksel ve kimyasal özelliğinden dolayı endüstride de yaygın olarak kullanılmaktadır. Endüstride kullanılan malzemelerde bakır miktarının en az %54 olması zorunludur. Daha düşük bakır miktarlarında, malzeme çok sert ve kırılgan olur<sup>(15)</sup>. Bakırın bir diğer önemli kullanım yeri de, nakil araçlarıdır. Nakil araçlarında da çok miktarda bakır ve bakırdan yapılmış malzeme kullanılır<sup>(16)</sup>.

Saf bakırın yumuşaklığından, sağlamlığından ve işlenebilirliğinden faydalanılarak çeşitli yerlerde kullanıldığı bilinmektedir. Isı ve elektriği çok iyi iletmesi nedeniyle saf bakır, elektrik enerjisinin üretimi, nakledilmesi ve tüketiminde kritik görev üstlenmektedir. Bu bakımdan, %80'i elektrik

sektöründe kullanılan bakır, stratejik bir metaldir. Bakırın kaynak işlerinde, metalürjide ve bronz üretiminde de önemli bir yeri vardır. Ayrıca bakır, gıda ve içecek sektöründe de kullanılmaktadır<sup>(17)</sup>.

Evlerimizdeki aydınlatma gereçleri, radyo ve televizyon cihazları, çamaşır ve bulaşık makineleri, buzdolabı ve mutfak robotları gibi çağdaş yaşamın gerektirdiği tüm donanımlar bakır sayesinde insanlığın hizmetindedir. Uzun ömürlü çatı kaplaması olarak bakır levha ve mobilya malzemesi olarak, pirinç kullanımına da rastlanmaktadır<sup>(18)</sup>.

Bakırın kullanımını en fazla etkileyen malzeme, fiber-optiklerdir. Fiber-optik genelde, uzun mesafe iletişim hatlarında kullanılmaktadır. Bakır ise, bu amaç için hemen hemen hiç kullanılmamaktadır<sup>(19)</sup>.

Bakırın özelliklerini istenilen yönde değiştirmek amacıyla, alaşımlama yapılır. Bakırın mekanik özellikleri çok az olduğundan daha çok alaşımları kullanılır. 19. Yüzyılın ikinci yarısından itibaren daha ucuz olması nedeniyle bakır ile çeşitli elementlerin alaşımları tercih edilmeye ve kullanılmaya başlanmıştır<sup>(20)</sup>.

Bakır, altın ve gümüş üçlüsü olarak değişik oranlarda üretilen alaşımlar, madeni hatıra para üretiminde kullanılmaktadır. Cu-Mn alaşımları da, madeni para basımında kullanılır. Bakırın diğer alaşımları da, kuyumculukta ve bronz heykeltiliğinde kullanılır<sup>(21)</sup>.

Bakırın en yaygın kullanım alanlarından biri de, diğer metallerle yaptığı pirinç, bronz gibi alaşımlardır. Bakır, çinko ile her oranda alaşım yapabilmektedir. Fakat %45'in üzerinde çinko içeren alaşımlar pirinç olarak

adlandırılır. Çinko miktarı arttıkça kırmızıdan sarıya doğru renk değiştirir. Pirincin rengi sarı olduğu için, süs eşyası yapımında kullanılır<sup>(22,18)</sup>.

Pirinç, tüm bakır alaşımlarının en önemlisidir ve çok fazla kullanım alanına sahiptir. Endüstriyel pirinçler, bakır ve çinko ilavelerinin dışında diğer alaşım elementlerini de içerirler. Pirinçlerin iç yapı ve mekanik özellikleri, çinko miktarıyla orantılıdır. Pirincin mekanik özelliklerini artırmak amacıyla, bakıra, çinkonun dışında Nikel (Ni), Mangan (Mn), Demir (Fe), Kalay (Sn) ya da Silisyum (Si) elementleri katılabilir. Özel pirinç adı verilen bu alaşımlarda ilave elementlerin toplam miktarı %5'i geçmez. Birden çok element içeren bu alaşımlara yüksek mukavemetli pirinçler<sup>(18)</sup> denir.

Bakırdan daha yüksek dayanımlı olan bronzun üretilmesi ile günlük kullanım araçlarında metal malzemelerin üstün mekanik özelliklerinden tam olarak yararlanılmaya başlanılmıştır<sup>(2)</sup>.

Bakırın çinkodan başka diğer elementlerle yaptığı alaşımlara, bronzlar denir. En fazla bulunan alaşım elementine göre isimlendirilir (örneğin, kalay bronzu, nikel bronzu gibi). Bronzlar, pirinçlere oranla daha yüksek dayanıma sahiptirler<sup>(22)</sup>.

Bronzlar içerisinde en fazla kullanılanı kalay bronzudur. Bakır, kalay ile birleştiği zaman levha haline gelebilme özelliğini kaybeder. Kalay miktarları belirli sınırlar içerisinde olan bakır-kalay alaşımları endüstriyel açıdan en önemli bronzları oluşturmaktadır. Pirinçlerde olduğu gibi, kalayın bakıra ilavesi, bir seri katı çözeltileri oluşturur. Ülkemizde kalay bronzu imal edilmekte ancak düşük kalay içeren cinsleri, üretimdeki kolaylığı nedeniyle, daha çok tercih edilmektedir<sup>(18)</sup>.



Cu-Al alaşımları, alüminyum bronzu olarak bilinirler ve yaklaşık %15 oranında alüminyuma kadar değişik biçimlerde olabilirler. Alüminyum bronzları, yüksek ergime sıcaklığına sahiptir (yaklaşık 1038°C). Dar katılaşma aralığı vardır, likidüs ile solidüs arası yaklaşık 11°C'dir<sup>(23)</sup>. Alüminyum bronzlarında, alüminyuma ilaveten, nikel, demir, mangan, silisyum ve kalay alaşım elementleri kullanılır. Diğer alaşımların sunamadığı mekanik ve kimyasal özellikleri alüminyum bronzları sunar. Bu özellikler alüminyum bronzlarına bir çok üstünlükler sağlar. Alüminyum bronzların mekaniksel özelliklerini birinci derecede alüminyum etkiler. Alüminyum bronzlarının sertliği alüminyum yüzdesinin artması ile artar<sup>(24)</sup>.

Bakırın üçlü alaşımlarından, Cu-Mn-Al alaşımlarının iyi dökülme özellikleri vardır. Bu alaşımlar, alüminyum bronzları kadar mukavim değildir, fakat alüminyum bronzlarından daha iyi döküm özellikleri vardır. Bu alaşımlar öncelikle pervane imalatı için geliştirilmiştir. Mangan, ana alaşım elementi olup %13 civarındadır. Bu alaşımlar grubunda, alüminyum oranı %8-9 kadardır<sup>(16,24,25)</sup>.

%25'ten fazla nikel içeren alaşımlar, para yapımında kullanılırlar. Yüksek nikelli alaşımlarda, mangan ilavesi ile elektrik direnç malzemesi teller üretilir. Bu alaşımlar özellikle, 0°C'nin altında yüksek dayanımlıdır<sup>(17)</sup>.

Saf bakıra ilave edilen alaşım elementlerinden Mn elementi, dayanım artırıcıdır. Mangan, martensite başlama sıcaklığını ( $M_s$ ) düşürür. Yüksek oranlarda mangan, oda sıcaklığında austenite fazını kararlı kılar<sup>(26)</sup>.

Mangan bronzu, %12'ye kadar mangan içerebilir ve 400°C'ye kadar sıcaklıklarda kullanılabilir. Sıcağa karşı büyük dayanım gösteren mangan

bronzu %15 mangan içerdiği takdirde deniz suyuna karışı dayanıklı olup, başta gemi yapımı olmak üzere ısıya dayanıklı makine parçalarının imalatında tercihen kullanılır<sup>(25-27)</sup>.

Cu-Mn alaşım sisteminin mekanik, elektrik ve manyetik özelliklerine duyulan büyük ilgiden dolayı, bu alaşımlar üzerinde bir çok çalışma yapılmıştır. Cu-Mn alaşımları gibi bazı maddeler paramanyetik maddelerden en az bin kez daha fazla bir kuvvetle manyetik alana çekilirler. Bu tür maddelere ferromanyetik maddeler denir. Cu-Mn alaşım sisteminin manyetik özellikleri, örneğin, uyarılan nötron kırınımı çalışmaları ve ısı davranışında gözlenen farklılıklar, manyetik özelliğin bir etkisidir. Manyetik özellik, elektronların kendi eksenini çevresindeki hareketleri (spinleri) ile ilişkilidir. Elektronları eşleşmiş olan atomlar manyetik özellik göstermezler. Çünkü bunlarda eşleşmiş elektronlar birbirine karşıt yönde döneceğinden manyetik alanları birbirini yok eder<sup>(28,29)</sup>.

Cu-Mn alaşımının karakteristiklerinden birisi de, kendisi ile uyum sağlayan ikizlenme bantlarının iç taneleridir. Bantlar genellikle 1-5 µm genişliğindedir ve ikizlenme sınırları da tane sınırları da esasında düz veya doğrudur<sup>(30)</sup>.

Elektrikte, direnç tellerinin ve kuyumculukta çeşitli alaşımların yapımında kullanılan manganin (bakır, mangan ve nikelden oluşan alaşım) de, bakırın üçlü alaşımlarındandır<sup>(2)</sup>.

Cu-Al-Si alaşımları, silisyum bronzları olarak adlandırılırlar. Silisyum bronzları,  $\alpha$ -fazı alaşımlar olup, iyi dayanım ve işleme özelliğine sahiptir<sup>(3)</sup>. %2'ye kadar silisyum ve %6'ya kadar alüminyum içeren alaşımlar ise, Al-Si

bronzları olarak adlandırılır. Bu alaşımlar da, tek fazlı alaşımlardan daha üstün dayanım özelliklerine ve sıcak işleme özelliğine sahiptir. Diğer Al bronzları gibi, düşük geçirgenlikleri vardır<sup>(5-7)</sup>.

Cu-Ni-Zn alaşımları, nikel gümüşü olarak adlandırılırlar. Bakır, ana elementtir. Alaşımdaki nikel miktarı arttıkça, alaşımın ergime sıcaklığı yükselir, bakırın rengini yok ederek alaşıma gümüş rengini verir ve alaşımın dayanımına etki eder, ancak, elektrik iletkenliği düşer<sup>(15)</sup>.

#### **1.4.1. Bakır Alaşımlarında Faz Diyagramları**

Maddelerde homojen olarak dizilmiş atomlar belirli fazları oluştururlar. Bir maddede, sınırları belirli ve özellikleri farklı birden çok faz olabilir. Saf metaller bir fazda olmasına karşılık alaşımlar, bir, iki yada daha çok fazlı olabilirler. Maddenin denge halindeki faz sayısı ve miktarı, ortamın sıcaklığına, basıncına ve maddenin kimyasal kompozisyonuna bağlıdır<sup>(4)</sup>. Maddenin hangi çevre şartlarında ve hangi kimyasal kompozisyonda ne gibi fazları (denge hali) içerdiği, sıcaklık, kompozisyon ve basıncın değişken alındığı diyagramlarda gösterilir. Bu diyagramlara faz (denge) diyagramları<sup>(3)</sup> denir. Faz diyagramları genellikle soğuma eğrileri yardımıyla elde edilir. Faz diyagramları veya denge diyagramları, alaşımların çalışılmasında ve anlaşılmasında kullanılır<sup>(10)</sup>.

Faz geçişi, herhangi bir dış etki ile maddenin özelliklerinde meydana gelen değişikliklerdir. Austenite-martensite (yapısal geçişler) ve sıvı fazdan gaz faza yada gaz fazdan sıvı faza geçiş (sıvı-gaz geçişler) faz geçişlerine örnek olarak verilebilir<sup>(8)</sup>.

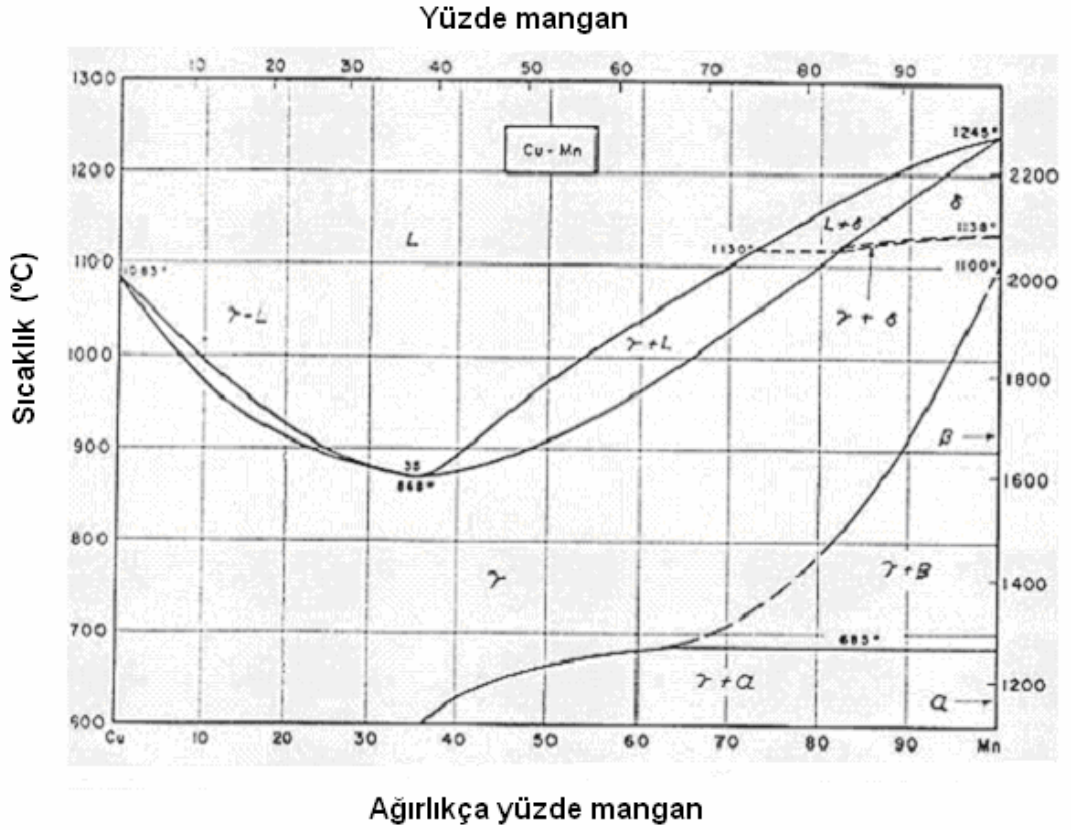
Cu-Mn alaşımlarında faz geçişlerinin varlığını incelemek için, Cu-Mn alaşımlarının pozitron yok edilmesinin sıcaklık bağımlılığı araştırılmıştır. Sırasız Cu<sub>5</sub>Mn'da, sıralamanın Cu-%15Mn'da yaklaşık 360°C'de, sırasız Cu<sub>3</sub>Mn'da, sıralamanın Cu-%25Mn'da yaklaşık 470°C'de başladığı sonucuna varılmıştır. Cu-%25Mn'da yaklaşık, 250°C'de bazı faz dönüşümleri mevcuttur, ki bu sıralı-sırasız dönüşümlerle ilişkilendirilebilir, bu dönüşüm numunenin soğutulma oranına bağlı olabilir. Cu-%25Mn alaşımı, bir başka faz dönüşümünü yaklaşık 75°C'de göstermektedir, ancak bunun ne tür bir faz dönüşümü olduğu sonucuna ulaşılamamıştır. Cu-%8Mn ve Cu-%25Mn'ın pozitron yok edilmesi herhangi bir anormal değişim göstermemiştir, bu da faz diyagramıyla uyumludur <sup>(31, 32)</sup>.

Bakır ve mangan, çok bileşenli alüminyum alaşımları ve magnezyum esaslı alaşımlar gibi bazı ticari alaşımlarda bulunan iki önemli elementtir. Dolayısıyla, bu ikili sistemdeki doğru faz diyagramı ve termodinamik özelliklere ait bilgiler özel ilgi uyandırmaktadır. Cu-Mn sistemi, N. A. Gokcen, J. Vrest ve arkadaşları tarafından incelenmiştir. J. Vrest ve arkadaşlarının modellemesi, faz diyagramının ve termodinamik verinin nispeten iyi bir tanımını ortaya koymuştur <sup>(33,34)</sup>.

Cu-Mn sistemi üzerine iki farklı denge diyagramı ileri sürülmüştür. Bunlardan biri Ishiwara ve Isobe'ye göre, 850°C maksimum çözünürlükte, %35 manganezli, sınırlı çözünürlüğe sahip bir tiptendir. Diğerleri ise, daha çok E. Persson, G. Grube ve diğerleri tarafından kurulmuş olan her oranda karışır katı çözelti tipinde olup, sıcaklık aralığı manganezin artışıyla birlikte daralan, denge diyagramıdır. Dolayısıyla, yüksek sıcaklıktaki alaşım yapısı açısından,

büyük miktarda manganez içeren alaşımlar hakkında iki seçkin anlayış öne sürülmüştür. Ancak, ikinci tipteki diyagram da bazı eksikliklerinden dolayı en yeterli tür olarak görünmemektedir<sup>(35,26)</sup>.

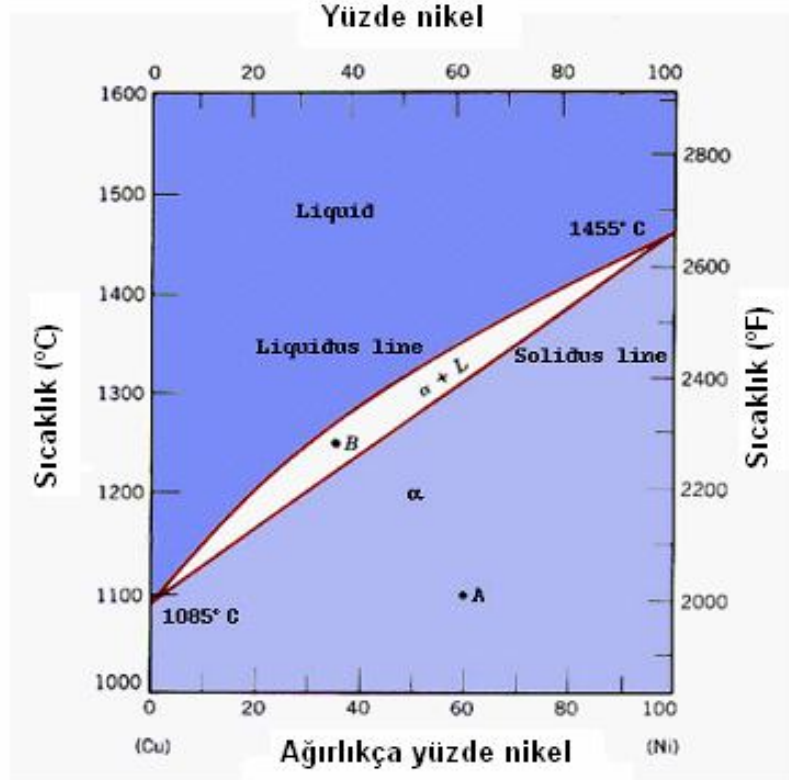
Cu-Mn alaşımları, hem kuramsal hem de uygulamalı bilimde yararlı ve ilginç karakteristiklere sahiptir. Yüksek mangan konsantrasyonlu Cu-Mn alaşımı, titreşime dayanıklı iyi bir materyal olup, bu durumdan f.c.c.-f.c.t. martensitik dönüşüm, sorumludur<sup>(36)</sup>.



**Şekil 1.2** Cu-Mn alaşımının faz diyagramı<sup>(3)</sup>

Cu-Mn sistemi için, özellikle bakırca zengin faz, faz diyagramları, yeniden gözden geçirilmiştir ve Cu-Mn alaşımına ait faz diyagramı Şekil 1.2'de verilmiştir. Manganın üç farklı allotropik yapısı ortaya çıkmaktadır.  $\alpha$ , %58 Mn atomu içerir ve f.c.c. kristal yapısındadır. Bakır alaşımlarının austenite ana fazı olan  $\beta$  fazı, %20-25 Mn atomu içerir ve b.c.c. kristal yapısındadır.  $\gamma$  katı çökelti fazı da, basit yüz merkezli kübik kristal yapısındadır.  $\gamma$  katı çökelti fazında Mn konsantrasyonu %83'ün üzerine çıkarıldığında Cu-Mn alaşımının kristal yapısı, basit yüz merkezli kübik kristal yapıdan yüz merkezli tetragonal yapıya dönüşür. Ayrıca faz diyagramında, %40 ile %95 arasında mangan konsantrasyon aralığı üzerinde meydana gelen bir karışabilirlik aralığına sahip olduğu gösterilmiştir<sup>(35-37)</sup>.

Saf bakırın aksine, bakır alaşımları sıcaklık aralığında katılaşmaya başlar. Şöyleki; sıcaklık, likidüs sıcaklığının altına düşünce katılaşma başlar ve sıcaklık solidüs sıcaklığına erişince katılaşması tamamlanır. Solidüs sıcaklığı, alaşımın tamamen katılaştığı ve likidüs sıcaklığı ise katılaşmanın başladığı sıcaklıktır. Katılaşma sistemine göre, bakır bazlı alaşımlar, katılaşma aralığı 50°C olan dar katılaşma aralığına sahip alaşımlar, katılaşma aralığı 50-100°C olan orta katılaşma aralığına sahip alaşımlar ve katılaşma aralıkları 100°C'den fazla olan geniş katılaşma aralığına sahip alaşımlar olarak üç gruba ayrılırlar<sup>(38)</sup>.



**Şekil 1.3** Cu-Ni sistemi için denge faz diyagramı <sup>(4)</sup>

Bakır ve nikel sistemi için ikili faz diyagramında (Şekil 1.3) üst eğri, bütün bakır ve nikel alaşımları için likidüs sıcaklıklarını temsil eder, aşağıda kalan eğri ise solidüs sıcaklığıdır. Cu-Ni alaşımları, likidüs ve solidüs sıcaklıkları aralığının üzerinde erir veya katılaşır. Likidüs ve solidüs arasındaki sıcaklık farkı, alaşımın katılaşma aralığıdır. Katılaşma aralığı içerisinde sıvı ve katı olmak üzere iki faz birlikte bulunur. Cu-Ni alaşımı, likidüs sıcaklığının üzerinde sıvı haldedir. Sıcaklık likidüs sıcaklığına düştüğünde alaşım katılaşmaya başlar fakat, solidüs sıcaklığının altına soğuyana kadar, alaşım tamamen katı değildir <sup>(4-6)</sup>.

#### 1.4.2. Bakır Alaşımlarında Faz Dönüşümleri

Bakır, birçok metali en az % 5 oranında eriterek katı faz oluşturur. Saf bakıra ilave edilebilen elementler şunlardır: Mangan(Mn), Çinko(Zn), Kalay(Sn), Alüminyum(Al), Berilyum(Be), Nikel(Ni), Krom(Cr), Demir(Fe), Kurşun(Pb), Oksijen(O), Silisyum(Si), Gümüş(Ag).

Pek çok bakır esaslı alaşım, büyük miktarlarda alaşım elementi içerirler, fakat yine de tek fazlı olarak kalırlar. Tek fazlı bakır alaşımları, soğuk şekillendirme ile, oldukça iyi bir şekilde dayanıklı hale getirilebilirler<sup>(15)</sup>.

Cu-Zn alaşımlarının özelliklerini  $\alpha$ ,  $\beta$  fazları belirler. Metalografik yapılarına göre pirinç, ( $\alpha$ ) pirinci ve ( $\alpha + \beta$ ) pirinci olarak ikiye ayrılır.  $\alpha$  pirinci, %62'den fazla bakır içeren ve yalnız  $\alpha$ -katı faz kristallerini içeren yumuşak bir alaşımdır. Bileşiminde maksimum %37 çinko (Zn) vardır.  $\alpha$ -katı çözeltisi, çelikteki  $\gamma$ -katı çözeltisine benzer olarak yüzey merkezli kübiktir. Katı çözelti, bakır ve çinko atomlarının çapları birbirine yakın olduğundan yer alan katı çözeltisi oluştururlar ve örgüde bakırın yerine çinko geçebilir. Çinko atom çapı, bakıra göre daha büyük olduğundan, atomlar arası mesafe artar ve örgü parametresinde kısmen büyüme gözlenir. Böylece meydana gelen gerilmeler, sertliği artırır<sup>(35,18)</sup>. Mekanik özellikler, çinko içeriği yükseldikçe artar.  $\alpha + \beta$  pirinci, sarı pirinç olarak bilinir ve %62'den az bakır içerir, sert bir alaşımdır. %38-48 arası çinko içerirler. Yüksek sıcaklıklarda  $\beta$ -fazının plastisitesi yüksek olduğundan plastik şekil verilebilir<sup>(15)</sup>.

Cu-Ni alaşımları (nikel bronzları), katı ve sıvı halde her oranda birbirleri içinde sürekli çözünerek sürekli katı faz oluştururlar<sup>(2)</sup>.



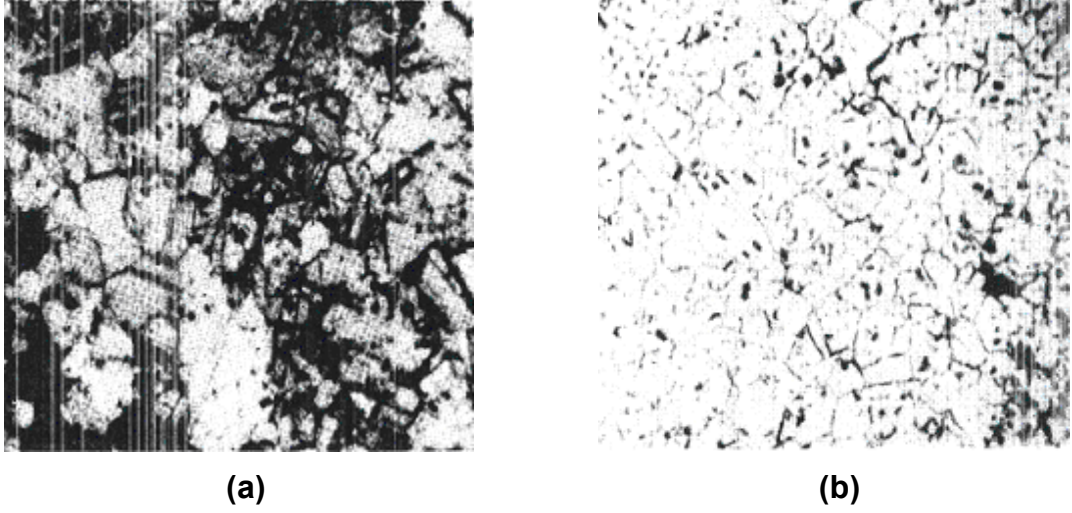
## 1.5. Kaynak Özetleri

O. Engler<sup>(13)</sup> (2000); Bu makalede, X ışını makro yapı analizi yoluyla %4, %8 ve %16 mangan içeriğine sahip Cu-Mn alaşımlarının deformasyon davranışı incelenmiştir. Bu inceleme, alaşım elementlerinin deformasyon yapıları üzerindeki etkisini, istif hatası enerjisindeki (Stacking Fault Energy-SFE) azalmadan izole bir şekilde yapabilmek için, yönlenmeye karşı hassas dağlama tekniği kullanılarak lokal yönlenmelerin ölçülmesi yoluyla desteklenmiştir. Haddeme deneylerinde, mangan içeriğinin artışıyla ve artan deformasyonla birlikte, bakır tipi yapıdan pirinç tipi yapıya geçiş gözlenmiştir. Aslında haddeme yapıları (sabit istif hatası enerjisine rağmen) azalan istif hatası enerjisi nedeniyle, Cu-Zn sisteminde elde edilen sonuçlar ile büyük ölçüde benzerlik taşımaktadır. Bu yapı geçişi temelde, Cu-Mn alaşımlarındaki akma dayanımındaki büyük ölçüdeki artışa bağlanmıştır. Yapı sonuçları, mangan içeriğinin artmasıyla birlikte bakırdan pirinç tipi yapıya geçişe işaret ederken, alaşım içeriğiyle birlikte istif hatası enerjisinin azaldığı alaşımlarda da, benzer şekilde bir işaret söz konusudur. Mikro yapı sonuçları, düşük-SFE materyallerinin deformasyon davranışıyla çelişmektedir. Ancak; bunun nedeni, kesme bandı oluşumunun, düşük SFE'li materyallerdekine oranla, daha düşük olmasıyla birlikte, deformasyonun oldukça homojen bir şekilde gelişim göstermesidir.

T. Ishiwara, M. Isobe, G. Grube<sup>(26)</sup> (1950); Bu makalede, bakır zengini katı çözeltilinin çözünürlük eğrisi için, en uygun olan tipini bulmak için, sırasıyla %23,9 , %27,2 , %42,9 ve %61,3 mangan içeren ve birkaç gün boyunca sabit sıcaklıkta şekil verilen, tavlanan ve daha sonra su verilen

alaşımların sertlik değişimleri ölçülmüştür. Örneğin, %61,3Mn içeren ve 650°C altında ısıl işlem uygulanmış alaşımların sertliğinin, 3 gün boyunca 700°C'nin üstünde ısıl işlem uygulanmış olan alaşımların sertliğinden önemli ölçüde yüksek olduğu saptanmıştır. Dolayısıyla, 650°C ile 700°C arasında belirli bir faz değişimi olabileceği düşünölmüştür. Benzer şekilde, diğer alaşımlarda da, sertlikte önemli ölçüde bir artışa işaret eden sıcaklıkta faz değişimi yaşıyor olabileceği düşünölmüştür. Bununla ilgili olarak, su verilmiş alaşımların mikro yapılarında da değişimler gözlenmiştir. %27,2 düzeyinde mangan içeren alaşımların 500°C'de (alaşımların ani sertlik artışı gösterdiği sıcaklığın hemen altında) 5 gün boyunca ısıtıldıktan sonra su verilmiş yapısı incelenmiştir. Yapılar, özellikle 500°C'den daha az olmayan ısılarda, suya verilen numunelerin tane sınırları (NH<sub>4</sub>OH+H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>) çözeltisiyle dağlanamamış, bu nedenle de (Şekil 1.4 (a)) bunları (FeCl<sub>3</sub>+HCl) çözeltisiyle sırasıyla dağlamak gerekmiştir. %42,9 düzeyinde mangan içeren ve 650°C'nin üzerinde (faz değişiminin yaşandığı) ısıl işlem uygulanmış alaşım için, (Şekil 1.4 (b)) her iki dağlama reaktifi de etkisizdir, çünkü, (FeCl<sub>3</sub>+HCl) çözeltisinde numuneler çözeltilen batırıldıktan hemen sonra, numuneler üzerinde, yoğun kahverengi ince bir zar oluşmuştur, bu yüzden de mikro yapılar güçlükle incelenmiştir. Şekil 1.4 (a) ve Şekil 1.4 (b) karşılaştırıldığında, çökeltilecek ikinci fazın formunun mangan içeriği ile birlikte oldukça değiştirdiği görölmüştür. Sertlik ölçümlerinde ise, %5,15~61,3 düzeyinde mangan içeren ve 3 gün ısıtıldıktan sonra 750°C'den su verilen numunelerde sertliğin, %22,9'un üzerinde olduğu saptanmıştır. 750°C'de su verilmiş ve 400°C~550°C'de yaşlandırılmış %42,9 düzeyinde mangan içeren alaşım için,

sertleşmenin aktivasyon enerjisi,  $\sim 23,600$  cal/mol iken, %61,3 düzeyinde mangan içeren alaşım için bu rakam daha küçüktür.



**Şekil 1.4** (a) Cu-%27,2Mn (b) Cu-%42,9Mn alaşımlarının SEM görüntüleri

Qingchao Tian, Fuxing Yin, Takuya Sakaguchi, Kotobu Nagai<sup>(29)</sup> (2006); Bu makalede, gerilme ile deforme olmuş Mn-%15Cu alaşımında, ikizlenme sınırlarının iç sürtünme davranışı incelenmiştir.  $0,01 \text{ s}^{-1}$  gerilim hızında farklı ön gerilimlerle uyarılan numunelere gerilim deformasyonları uygulanmış ve bir yeniden dönüşüm davranışı (Retransformation Treatment-RTT) yapılmıştır. Önce gerilimlenmiş numuneler,  $473^\circ\text{K}$ 'e 600 s ısıtılarak faz dönüşümü başlatılmış, sonra, oda sıcaklığında soğutulmuştur. Yönelme görüntüsü gözlemi, (Scanning Electron Microscope-SEM) ve (Electron Backscatter Diffraction-EBSD) teknolojileri kullanılarak gerçekleştirilmiştir. EBSD ölçümleri için numuneler,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (sodyum dikromat) ile doymuş  $\text{H}_3\text{PO}_4$  (fosforik asit) elektro kimyasal çözeltisi ile parlatılmıştır. 40 kV ve 40 mA

de bakırın  $K\alpha$  ışınması ile, bir X ışını difraktometresi kullanılarak, iç sürtünme ( $Q^{-1}$ ), sıcaklığın bir fonksiyonu olarak ölçülmüştür. Deforme edilmemiş numuneler için iç sürtünme değeri, oda sıcaklığı yakınında çok yüksektir ve deformasyon sonrası önemli olacak şekilde düşer. Bu arada, ikizlenme sınırının iç sürtünme ( $Q^{-1}$ ) tepe noktasının büyüklüğü, ön gerilimin artmasına karşın önemli olacak şekilde azalır. Yeniden dönüşüm davranışı sonrası, öngerilimlenmiş numunelerin iç sürtünme değerleri, kesin ölçüsüne getirilir. İkizlenme sınırlarının iç sürtünmesinin, kararlı tepe noktasının aktivasyon enerjisi, 10 Hz, 1 Hz ve 0.1 Hz'lik frekanslar ile kayma metodu kullanılarak belirlenmiştir. Deforme edilmemiş numunelerin aktivasyon enerjisi,  $H_{act}=6,1 \times 10^4$  J/mol olarak elde edilmiştir. Öngerilimleme artırıldığında, aktivasyon enerjisi ( $H_{act}$ ) düşer, fakat yeniden dönüşüm davranışı (Retransformation Treatment-RTT) sonrasında öngerilimleme artışına bakılmaksızın aktivasyon enerjisi ( $H_{act}$ ) hemen hemen sabit kalır.

Fukushima ve Doyama<sup>(32)</sup> (1977); Bu makalede, %8, %15, %21 ve %25 mangan içeren Cu-Mn alaşımları için, pozitron yok edilmesinin (Positron Annihilation-PCAC)  $\gamma - \gamma$  açısall ilişkisinin pik noktalarının önemli oranları, numunenin sıcaklığını adım, adım azaltan termal dengede ölçülmüştür. %8 ve %21 mangan içeren Cu-Mn alaşımları için, pozitron yok edilmesinin sıcaklık bağımlılığında, boşluk etkileri dışında hiçbir anormal değişiklik gözlenmemiştir. Ancak düzenli-düzensiz dönüşümdeki değişiklikler ve diğer faz geçişleri, Cu-%15Mn ve Cu-%25Mn alaşımlarında doğrulanmıştır. Bergersen, Stott, Connors ve West (1969) tarafından önerilen pozitron yakalama (Positron Capture-PT) modeli kullanılarak, bu alaşımlarda,

bir boşluk enerjisinin ( $E_A^V$ ) belli biçiminin değerleri hesaplanmıştır. Cu-%21Mn ve Cu-%25Mn'da, saf bakırın 1.21 eV'u ile, boşluk enerjisi,  $E_A^V$ , normale döndürülmüş ve yaklaşık olarak solidüs sıcaklığında (katılık sıcaklığı) söz edilen değerine uygun hale getirilmiştir. Örneğin, Cu-%21Mn alaşımının 1162°K solidüs sıcaklığında, söz edilen boşluk enerjisi,  $E_A^V = 1,04$  eV'dur. Pozitron yakalama (Positron Capture-PT) modelinde ise, Cu-%21Mn alaşımı için, uygun sonuç,  $E_A^V = 1,01 \pm 0,02$  eV olarak bulunmuştur.

Cuiyun He, Yong Du, Hai-Lin Chen, Shuhong Liu, Honghui Xu, Yifang Ouyang, Zi-Kui Liu<sup>(39)</sup> (2007); Bu makalede, Cu-Mn sisteminin termodinamik modellemesi üzerine önemli deneyler yapılmıştır. Cu-Mn faz diyagramına dayalı olarak, sekiz çok önemli alaşım seçilmiş ve alaşımlardan kaynaklanan faz değişimleri, X ışını difraksiyonu (X-Ray Diffraction-XRD), enerji dağılım spektrometresi (Energy Distribution Spectrometer-EDS) ile birlikte, taramalı elektron mikroskopisi (Scanning Electron Microscope-SEM), diferansiyel termal analiz (Differential Thermal Analysis-DTA) ve diferansiyel tarama kalorimetresi (Differential Scanning Calorimeter-DSC) kullanılarak elde edilmiştir. Mevcut araştırma için, bakır zengini dört alaşım, 14 gün boyunca 800°C'de; mangan zengini dört alaşım da 21 gün boyunca 650°C'de tavllanmış, ardından su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Manganın uçuculuğu göz önünde tutularak, indüktif çiftlenimli plazma/atomik emisyon spektroskopisi (Inductively Coupled Plasma/Atomic Absorption Spectroscopy-ICP) kullanılarak, seçilmiş iki mangan zengini alaşımın, kompozisyonları ölçülmüştür. Tavllanmış alaşımların fazlarının belirlenmesi, XRD yoluyla

gerçekleştirilmiştir. Tutarlı bir şekilde tekrarlanabileceği bulunmuş olan bu ölçümlerde, XRD verileri literatürde rapor edilen genel faz ilişkisini doğrulamıştır. XRD ölçümlerine göre, 800°C'de dengelenmiş olan ve %17, %26, %36, %52 mangan içeriğine sahip bakır zengini dört alaşımın, f.c.c.-tek fazlı bölgede olduğu bulunmuştur. Cu-Mn sisteminin termodinamik modellenmesi, gözden geçirilmiş literatür verileri göz önünde bulundurularak ve mevcut deney sonuçlarıyla birleştirilerek gerçekleştirilmiştir. Mevcut araştırma, Cu-Mn sisteminin güvenilir bir termodinamik tanımını elde etmek amacıyla, bu ikili sistem için yeni bir faz diyagramı sağlamak için yapılmıştır. Bu ikili sistemin önceki termodinamik tanımlamalarına göre gözle görülür bir gelişme kaydedilmiştir.

Sen Yang, Yunpeng Su, Weidong Huang, Yaohe Zhou<sup>(40)</sup> (2004); Bu makalede, lazerle yüzeyi yeniden eritme deneyleri, Cu-%26,6Mn, Cu-%27,3Mn, Cu-%31,4Mn alaşımları üzerinde ultra-yüksek sıcaklık değişimi ölçüsü altındaki büyüme hızlarının ve mikro yapılarının oluşumunun araştırılması amacıyla gerçekleştirilmiştir. Yüzeydeki homojensizliği kaldırmak için metalin dış tabakası 3 mm makine yoluyla kesilmiş ve geride kalan malzemedan 6 mm eninde, 30 mm uzunluğunda numuneler, lazerle yüzeyi yeniden eritmede kullanılmak üzere kesilmiştir. Lazer ışını için yansımayı en aza indirmek ve benzer yüzey nitelikleri elde etmek için, tüm numuneler 800 grit SiC kağıdı ile zımparalanmış ve lazerle yüzey yeniden eritmesi öncesinde, metil alkol içerisinde temizlenmiştir. Tarama hızı ( $v_b$ ), 200 mm/s'den daha fazla olduğunda, numuneler eriyik havuzunun mikro yapıları üzerindeki büyük tanelerin etkisini azaltmak için 24,1 mm/s tarama

hızında 1 mm çapında ışınla birlikte, 1500 W çıkış gücünde önceden yeniden eritilmiştir. Mikro yapı analizi, numuneler bölümlere ayrıldıktan ve bakır-amonyum-klor çözeltisi içerisinde dağlandıktan sonra standart metalografik tekniklerin uygulanmasıyla gerçekleştirilmiştir. Lazerle eritilmiş bölgelerin merkezi boyunca kesilmiş boylamasına alınan kesitler SEM tarafından incelenmiş ve Cu-%26,6Mn alaşımının mikro yapısının oldukça büyük taneli olduğu gözlenmiştir. Ortalama tane boyutu 200 µm'den fazladır.

Masahito Nakagawa, Yasukage Oda<sup>(41)</sup> (2003); Bu makalede, mekanik olarak deforme edilmiş Cu-Mn alaşımında Kondo etkisi, öz direncin sıcaklık bağımlılığının ölçülmesi yoluyla araştırılmıştır. Düşük sıcaklıkta logaritmik Kondo eğimi, deforme edilmemiş olana göre biraz daha büyük hale gelmiştir. Spin camı geçişi, sebebiyle maksimum öz direncin sıcaklığı, deforme edilmemiş olana göre biraz daha büyük görünmektedir. Bunun kaynağının dislokasyonlarda tutulan mangan atomlarının artışı sebebiyle, Kondo etkisinin artırılması olarak tahmin edilmektedir. Seyreltik manyetik saflıkla katkılanan metalin öz direnci, düşük sıcaklıkta minimum olur ve azalan sıcaklıkla birlikte logaritmik olarak artar. Bu etkiye Kondo etkisi denir, ve  $\rho = \rho_0 + \rho_p(T) - B \ln T$  eşitliği ile verilir. Burada,  $\rho_p(T)$ , fonon katkısı sebebiyle oluşan öz dirençtir.  $B$  çoğu kez (logaritmik) Kondo eğimi olarak adlandırılır. Numune mekanik olarak deforme edildiği zaman, öz direncin nasıl değiştiğini incelemek üzere, örnek üzerinde bir çok kristal kusuru ve dislokasyonlar oluşturulmuştur. Dislokasyonlar hareket ettiği ve mekanik deformasyonlarca arttığı zaman, bazı dislokasyonlar mangan atomları tarafından hareketsiz hale gelmiştir ve daha fazla sayıda, dislokasyon

tutulmuştur. Böylece malzemenin öz direncinde ( $\rho_0$ ) artış gözlenmiştir. Sonuç olarak Kondo etkisinin de arttığı görülmüştür.

A. Varschavsky, E. Donoso, G. Diaz<sup>(42)</sup> (2005); Bu makalede, Cu-%12Mn alaşım numuneleri içerisinde su verilmiş ve arkasından çeşitli sıcaklıklarda tavllanmış olan kısa mesafe diziliş düzen (Short Range Order-SRO) dönüşünün izotermal kinetikleri, mikro sertlik ölçümleri yoluyla analiz edilmiştir. Belirgin bir ilk-sıra kinetik fonksiyonu, genel kinetikleri tarif etmek için uygundur. Bu mevcut çalışmada, mikro sertlik ölçümlerinin kısa mesafe diziliş davranışını araştırmakta faydalı bir araç olduğu kanıtlanmıştır, çünkü burada mikro yapısal değişimlerin tam doğruluğu görece olarak büyük bir deneysel basitlik ile bir araya getirilmiştir. Bu şekilde, çoğu kısa mesafe diziliş özelliklerinin sıcaklık ve zaman bağımlılığını kapsamlı şekilde araştırmak mümkündür. Buna ek olarak, Cu- $\gamma$ Mn' daki düzen parametresi üzerine araştırmaların devam etmesine rağmen, sertlik ölçümlerinin nicelik uygulamalarından SRO sürecinin izotermal kinetikleri üzerine nispeten çok az çalışma bulunmaktadır. Bunun yanı sıra, su verme ve yeniden düzenleme sonrasında, dengeye ulaşılan kadar, kısa mesafe dizilişinin nicel değerlendirmesine ilişkin hiçbir sistematik araştırma, şimdiye kadar mikro sertlik ölçümlerine başvurularak rapor edilmemiştir.



### 1.5.1. Çalışmanın Amacı

Günümüzde, metal ve metal alaşımları, ihtiyaç duyulan her alanda rahatlıkla kullanılabildikleri için, yeni araştırmalara ve gelişmelere de olanak sağlamaktadırlar.

Bakır, elektrik ve elektrotekniğin en hakim metali olup bu alanlarda birçok yeni gelişmelere de destek olmuştur. Bakırın en yaygın kullanım alanlarından birisi de, diğer metallerle yaptığı alaşımlardır. Metal piyasasında büyük bir ihtiyacı karşılayan bu alaşımlar, endüstrinin hemen hemen her dalında aranılmakta ve kullanılmaktadır<sup>(43)</sup>.

Bakır esaslı alaşımlar üzerinde yapılan ısıl işlemlerin, alaşımın hangi özelliklerini değiştirebileceğini ve alaşımı oluşturan metallerin faz dönüşümünü nasıl etkilediğini bulabilmek amacıyla, çeşitli deneyler yapılmaktadır. Faz dönüşümü, alaşımın cinsine ve kompozisyonuna bağlı olarak değişen belirli fiziksel etkenler altında oluşur. Bu etkenler genelde sıcaklık ve deformasyondur<sup>(8,10)</sup>.

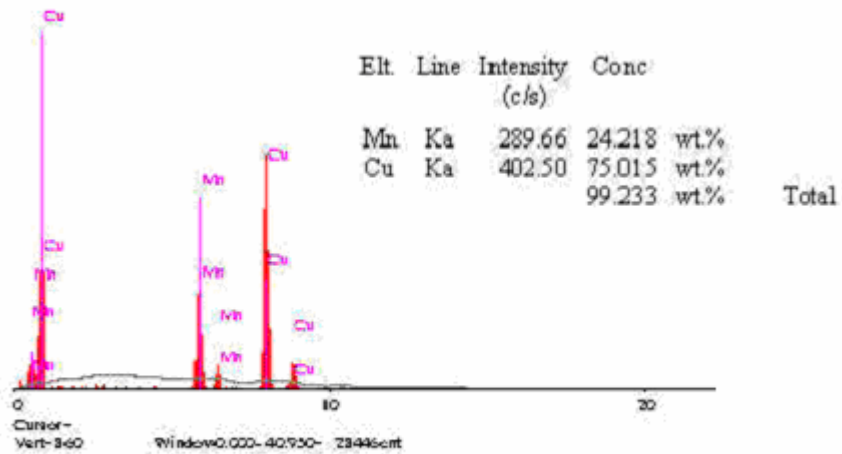
Bu tez çalışmasında, Cu-%24,2Mn alaşımına farklı ısıl ve mekanik işlemler uygulanarak; bu etki ile oluşabilecek yapısal dönüşümlerin morfolojik ve mekanik özellikleri çeşitli fiziksel yöntemler kullanılarak araştırılacaktır. Alaşımda oluşacak yapısal değişimler, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile, faz bölgelerindeki kütle oranlarının belirlenmesi, elektron dağıtım spektrometresi (EDS) ile ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi de, basma zoru deneyleri ile ortaya konulacaktır.

## 2. MATERYAL VE YÖNTEM

### 2.1. Materyal

#### 2.1.1. Alaşımın Hazırlanması

Bu tez çalışmasında incelenen Cu-Mn alaşımı Tübitak Gebze Araştırma Merkezinde hazırlanmıştır. %99,9 saflık derecesinde toz halinde bulunan Cu ve Mn elementleri bir araya getirilip yüksek sıcaklıkta eritilerek 1 cm çapında, 10 cm uzunluğunda silindirik çubuklar halinde dökülmüştür. Çubuklardan kesilen numunelerden, IXRF (Integrated X-Ray Fluorescence Systems) sistemi kullanılarak; EDS (Electron Dispersion Spectroscopy) tekniği ile, alaşımın kompozisyonu belirlendi. Buna göre; alaşım, ağırlıkça ~ %75Cu ve ~ %24,2Mn içermektedir.



Şekil 2.1 Alaşımın EDS analiz sonucu

Cu-%24,2Mn alaşımından kesilen numuneler, 800°C'de 2 saat tavlandı. Numuneler üzerine soğutma işleminin etkisini incelemek için, 800°C'de bulunan numunelerden biri alınarak, hızlı bir şekilde buzlu suya atıldı. Diğer numune ise, fırın içerisinde bırakılarak oda sıcaklığına kadar yavaşça soğutuldu. Hızlı ve yavaş soğutulan bu numunelerden kesilen küçük birer parçada, numuneler üzerinde izotermal etki ile oluşabilecek martensite faz donuşumlerini incelemek üzere, sıvı azot içerisine atıldı.

### **2.1.2. SEM Gozlemleri için Numunelerin Hazırlanması**

Yüzey incelemeleri için, sırasıyla 220, 500, 600, 1200 ve 2400'lük su zımparaları ile zımparalanan numuneler, daha sonra elmas pasta ile parlatılarak, yüzeyleri pürüzlerden arındırıldı. Ardından, 10 ml HCl, 48 ml metanol ve 2.5 g (FeCl<sub>3</sub>-6H<sub>2</sub>O) karışımından oluşan çözelti içerisinde oda sıcaklığında birkaç dakika bekletilerek yüzeyleri dağlandı. Numunelerin yapısal özellikleri, 30 kV hızlandırma gerilimine sahip, JEOL-JSM-5600 taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope-SEM) ile incelendi.

### **2.1.3. Zor-Zorlanma Deneyleri için Numunelerin Hazırlanması**

Cu-%24,2Mn alaşımından, önceden belirtilen yöntemler ile hazırlanan numunelerden, elmas bıçaklı kesicilerle 4 x 4 x 8 mm<sup>3</sup> boyutunda dikdörtgen prizması şeklinde numuneler hazırlandı. Daha sonra, bu numunelerde oluşan faz donuşumleri üzerine deformasyon etkisini incelemek için numuneler,

INSTRON marka sıkıştırma ve çekme test makinesi yardımı ile, oda sıcaklığında 0,2 mm/dakika hızla sıkıştırılarak, basma zoru uygulandı.

## **2.2. Yöntem**

### **2.2.1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)**

Metal malzemelerin mikro yapısını incelemek için kullanılan en önemli cihazlardan birisi, taramalı elektron mikroskobu (SEM)'dir. SEM, elektron tabancasından çıkan elektron demetini, hedefteki numunenin yüzeyinde küçük bir noktaya çarptırarak, numuneden çıkan elektronik sinyalleri toplayan ve çözümleyen bir alettir.

Taramalı elektron mikroskobunda görüntü, yüksek voltaj ile hızlandırılmış elektronların numune üzerine odaklanması, bu elektron demetinin numune yüzeyinde taratılması sırasında, elektron ve numune atomları arasında oluşan çeşitli girişimler sonucunda meydana gelen etkilerin uygun algılayıcılarda toplanması ve sinyal güçlendiricilerinden geçirildikten sonra bir katot ışınları tüpünün ekranına aktarılmasıyla elde edilir.

SEM yönteminde, numunenin yüzey görüntüsü, ~10 eV'luk düşük enerjilere sahip ikincil elektronlarla elde edilir. Numuneden gelen elektron sayısı ne kadar fazla ise görüntü o kadar parlak olur. 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.

### 2.2.2. Elektron Dağınım Spektroskopisi (EDS) Tekniği

EDS; her elementi karakteristik x-ışını spektrumlarına göre tanıyarak, onların numune içindeki oranlarını “yüzde” olarak belirleyen bir analiz cihazıdır. Bu amaçla; incelenen numune üzerine elektron ışınları yollanır. Bu ışınlar numune içinde bulunan elementlerle etkileşime girer ve her element için farklı olan  $K_{\alpha}$ ,  $L_{\alpha}$  ve  $M_{\alpha}$  enerji düzeylerinde geri doğru yansıtılırlar. Bu yansımalar her elementin numune içinde bulunma miktarına bağlı olarak farklı bir şiddettedir. EDS analiz cihazı, geri doğru yansıyan bu şiddetleri yüzdeye çevirerek her bir elementin numune içinde bulunma miktarını yüzde olarak gösterir.

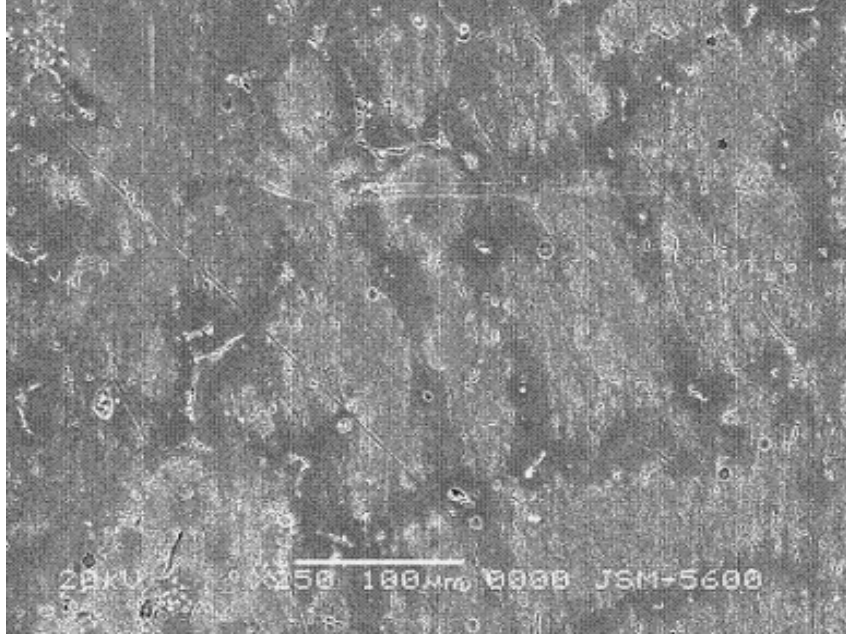
### 2.2.3. Basma Deneyi

Basma deneyi ile, malzemelerin mekanik özellikleri tespit edilebilir. Basma deneyi sırasında, numunenin kesiti devamlı arttığından basma gerilmesi de artar. Basma deneyi, daha çok gevrek ve yarı gevrek malzemelerin sünekliğini ölçmek için faydalıdır. Basma deneyinin bir avantajı, çok küçük numunelerin bile kullanılabilmesidir. Bu avantaj, bilhassa çok pahalı malzemelerle çalışıldığında veya çok az miktarda malzeme bulunduğu durumlarda çok faydalıdır.

Bu tez çalışmasında incelenen Cu-%24,2Mn alaşımının mekanik özelliklerini belirlemek üzere yapılan basma deneyleri için, Kırıkkale Üniversitesinde bulunan INSTRON marka sıkıştırma ve çekme test makinesi kullanıldı.

### 3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

Bu tez çalışmasında kullanılan Cu-%24,2Mn alaşımı, ısıı işlem uygulanmadan önce, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelendi ve yüzey görüntüsü Şekil 3.1'de verildi.



**Şekil 3.1** Isıı işlem uygulanmamış Cu-%24,2Mn alaşımının SEM görüntüsü

#### 3.1. SEM İncelemeleri İçin Hazırlanan Numuneler

Cu-%24,2Mn alaşımında meydana gelen faz dönüşümlerinin yapısal zellikleri SEM ile incelendi. Alaşımdan, daha önce belirtilen yöntem ile hazırlanmıŐ numuneler, soğutma iŐlemine göre YS ve HS olarak adlandırıldı. Bu numuneler izelge 3.1'de verildi.

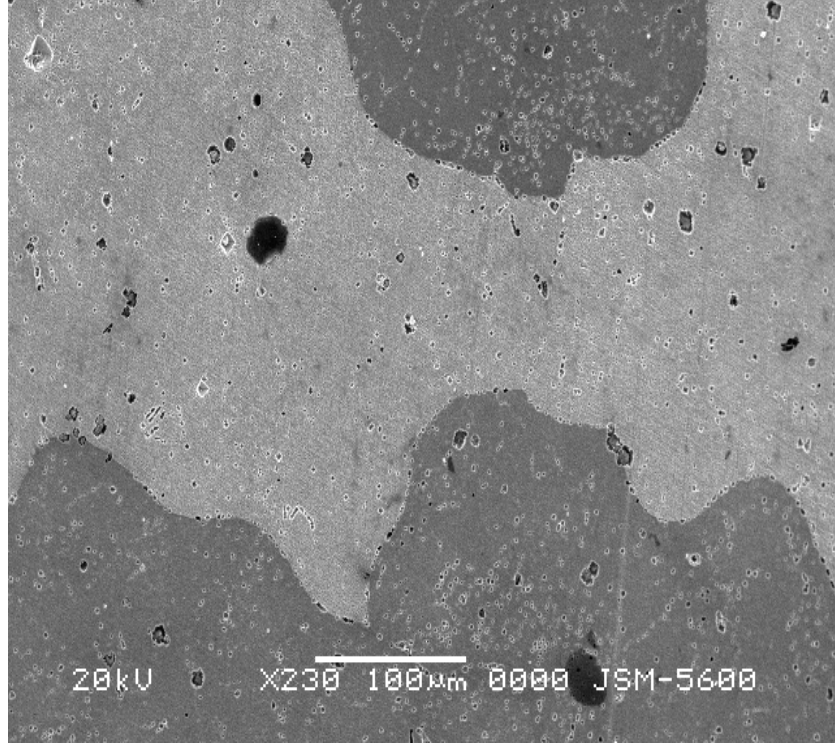
**Çizelge 3.1** Numunelerin soğutma işlemi ile değişimi

Alaşım	Isıl işlem (°C)	Isıl işlem (saat)	Soğutma işlemi	Numune No
Cu-%24,2Mn	800	2	Fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar yavaş soğutma	YS
	800	2	Buzlu su içine atılarak hızlı soğutma	HS

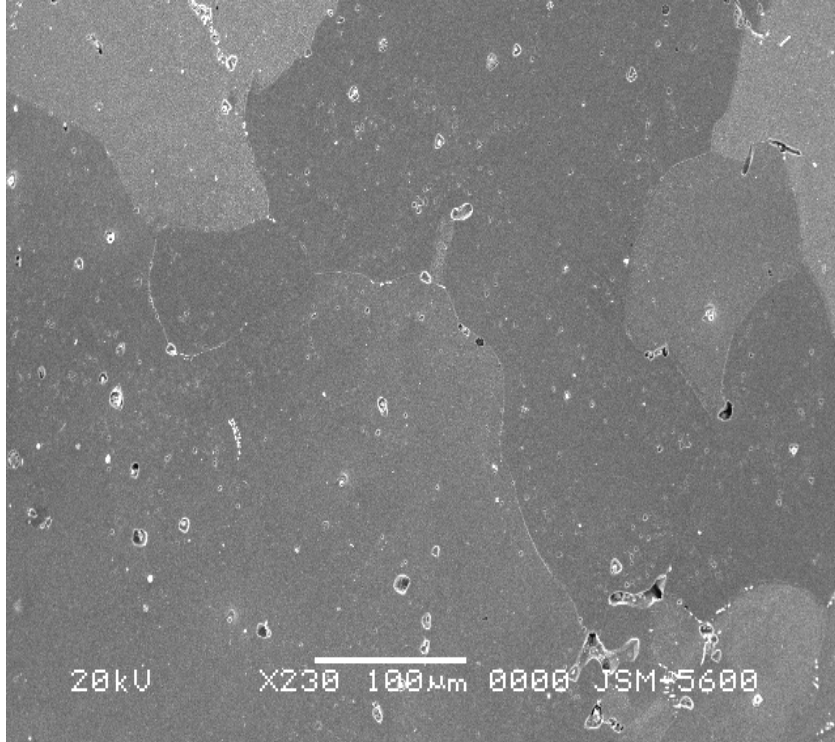
### 3.2. Termal Etkili Faz Dönüşümlerinin SEM İncelemeleri

Yavaş soğutulan YS numunesinin yüzey görüntüsü, Şekil 3.2 (a)'da verildi. Numunenin, oda sıcaklığında tamamen austenite yapıda olduğu gözlemlendi. Oluşan bu tanelerin soğutma hızına bağlı olarak, büyük tane boyutlarında olduğu görüldü.

Hızlı soğutulan HS numunesine ait austenite tane yapısı, Şekil 3.2 (b)'de verildi. Soğutma hızının artırılması ile, austenite tanelerin sayısında artış olduğu ve tane boyutlarının küçüldüğü gözlemlendi. Soğutma hızının artırılması ile, tane boyutlarının küçülmesi literatürde gözlenmiştir<sup>(26)</sup>. Bu nedenle bu sonuç, literatürle uyum içerisindedir. Soğutmaya bağlı olarak alaşımlar, daha büyük ya da daha küçük kristal tanelerini meydana getirirler. Genellikle, hızlı soğutma küçük kristal tanelerinin oluşmasına neden olurken, yavaş soğutma da, büyük kristal tanelerinin oluşmasına neden olur<sup>(1)</sup>.



(a)



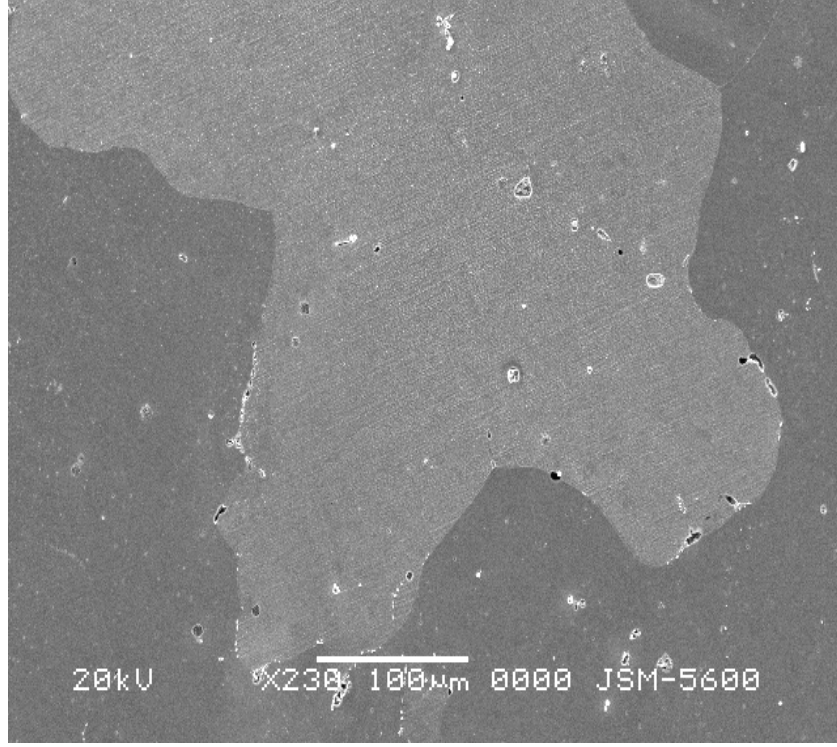
(b)

**Şekil 3.2** 800°C'de 2 saat ısıtıl işlem uygulanan (a) YS numunesinin (b) HS numunesinin SEM görüntüleri

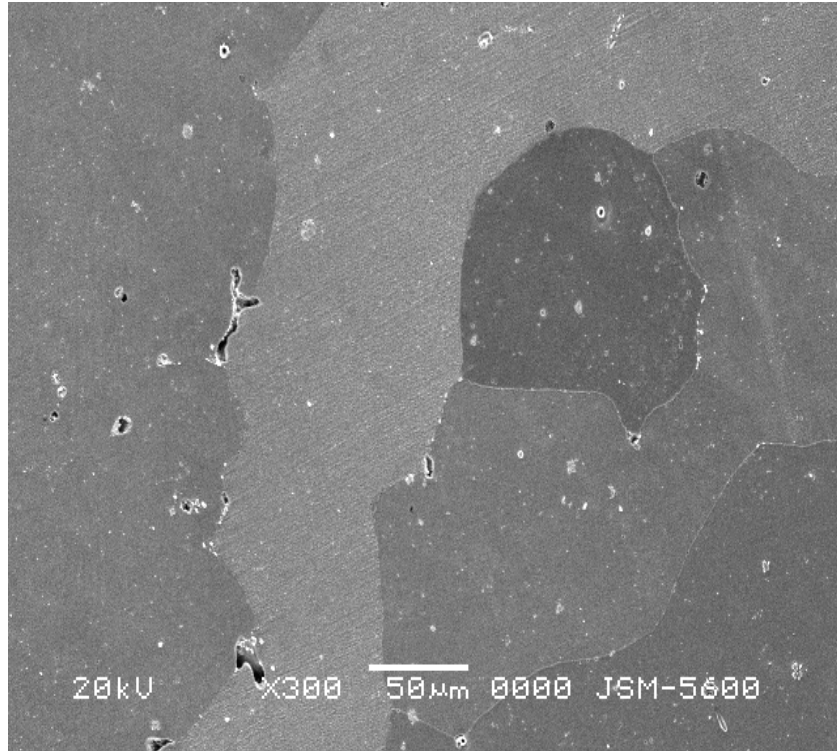


Cu-%24,2Mn alaşımında, termal yol ile, oda sıcaklığında, bir austenite-martensite faz d6nüşümü elde edilemediğinden, alaşımın d6nüşüm sıcaklığının, oda sıcaklığının altında olabileceği düşünülerek, numuneler üzerinde yeni bir çalışma yapıldı.

Martensite faz d6nüşümü üzerine, soğutma etkisi<sup>(4,8)</sup> bilindiğinden, oda sıcaklığında austenite halde bulunan numunelerde, martensite faz d6nüşümünü oluşturabilmek için, yavaş soğutulan YS ve hızlı soğutulan HS numunelerinden kesilen birer parça, -196°C'de, 60 sn, 20 dk ve 60 dk soğutulmaya bırakıldı ve yüzey incelemeleri SEM ile yapıldı. Numunelerin yüzey görüntüleri, Şekil 3.3(a) ve Şekil 3.3(b)'de verildi. Numunelerin yüzey incelemeleri sonunda, bir austenite-martensite faz d6nüşümünün gözlenmediği, yapılan bu çalışma ile ortaya konuldu.



(a)

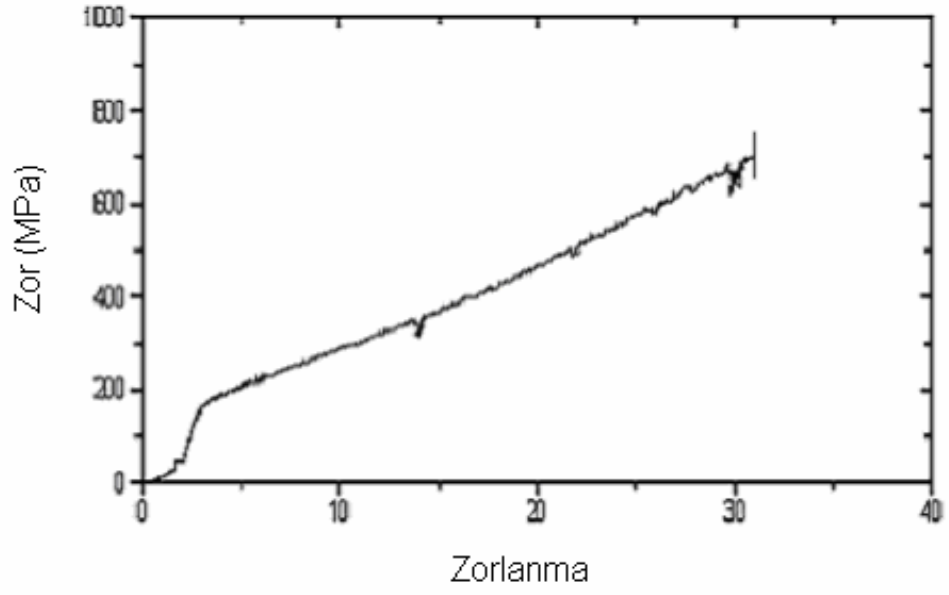


(b)

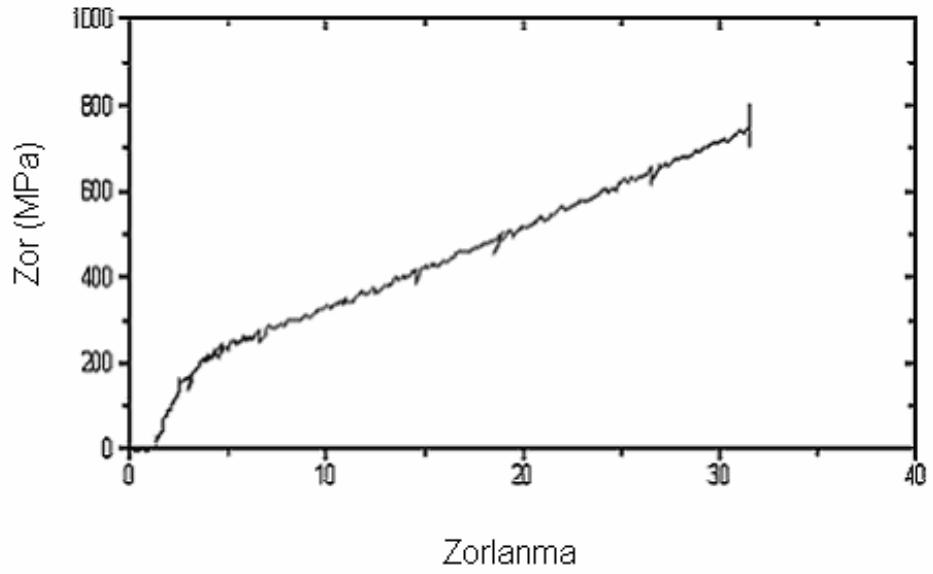
**Şekil 3.3** Azota atılan (a) YS numunesinin (b) HS numunesinin SEM görüntüleri

### **3.3. Zor-Zorlanma Deneyleri İçin Hazırlanan Numuneler**

Isıl işlemli numuneler üzerinde oluşan faz dönüşümleri üzerine, deformasyon etkisini incelemek üzere, daha önce belirtilen yöntem ile, hazırlanmış numunelere, oda sıcaklığında %30 basma zoru uygulandı ve numunelerin yüzey incelemeleri SEM ile yapıldı. Basma zoru uygulanan numunelerin zor-zorlanma davranışını gösteren eğriler, Şekil 3.4 (a) ve Şekil 3.4 (b)'de verildi.



(a)



(b)

**Şekil 3.4** Oda sıcaklığında 0,2 mm/dk hızla sıkıştırılarak %30 basma zoru uygulanan (a) YS numunesinin (b) HS numunesinin zor-zorlanma eğrileri

YS numunesinin, akma dayanımı, yaklaşık 190 MPa bulundu. Numunenin, uygulanan zor karşısında, yaklaşık olarak, 695 MPa dayanım gösterdiği sonucu bulundu.

HS numunesinin, yaklaşık 210 MPa akma dayanımına sahip olduğu ve basma zoru karşısında, 710 MPa dayanım gösterdiği sonucu, yapılan zor-zorlanma deneyleri ile elde edilmiş oldu.

YS numunesinin zor-zorlanma eğrisi ile, HS numunesinin zor-zorlanma eğrisi, birlikte incelendiğinde, YS numunesinin plastik şekil değiştirme alanının, HS numunesinin plastik şekil değiştirme alanından az olduğu, yani, YS numunesinin uygulanan deformasyon sonucunda depoladığı enerjinin, HS numunesinin depoladığı enerjiden az olduğu sonucu elde edildi. Buradan, HS numunesinin sünekliğinin, YS numunesinin sünekliğinden fazla olduğu sonucuna ulaşılmış oldu. Metal alaşımları, plastik olarak deforme edildiğinde, uygulanan enerjinin büyük bir miktarı bu süreçte ısı olarak açığa çıkar. Enerjinin sadece küçük bir kısmı alaşım içerisinde kalır ve depo edilir. Bu enerji alaşım içerisinde kristal yapı kusurları şeklinde depolanmaktadır. Bu yapı kusurlarının %90'ı dislokasyonlar olarak depolanırken, %10'u ise, atom boşluklarına, ara yer boşluklarına ve istif hatalarına gider<sup>(44,12)</sup>.

Uygulanan basma zoru karşısında, HS numunesinin gösterdiği dayanımın, YS numunesinin gösterdiği dayanımdan fazla olduğu, yapılan zor-zorlanma deneyleri sonucunda ortaya konuldu. Bundan dolayı, HS numunesinin, YS numunesinden daha sağlam olduğu sonucu elde edilmiş oldu. HS numunesinin sünekliğinin ve dayanımının fazla olmasının,

numunenin austenite tane boyutlarının küçük olmasından kaynaklandığı sonucuna varıldı. Bu sonuç beklenen bir sonuçtur. Çünkü, küçük boyutlu taneler genellikle, yüksek dayanıma ve yüksek süneklığe sebep olurken, büyük boyutlu taneler, düşük dayanım ve düşük süneklığe sebep olurlar <sup>(33)</sup>. Dolayısıyla, bir malzemenin dayanımını ve süneklğini arttırmanın en kolay yolu, malzemenin tanelerini oldukça küçük yapmaktır <sup>(1,2)</sup>.

Önceden belirtilen yöntemler ile hazırlanan numunelere, aynı miktarda basma zoru uygulandıktan sonra, bu numuneler yeniden numaralandırılarak YSD ve HSD olarak adlandırıldı. Numuneler Çizelge 3.4'de verildi.

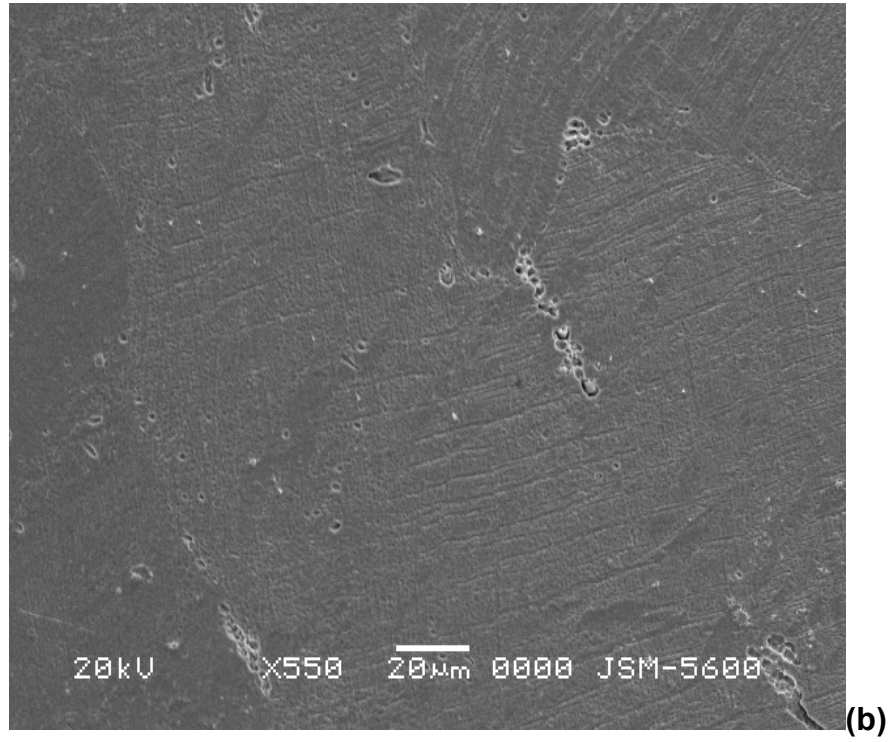
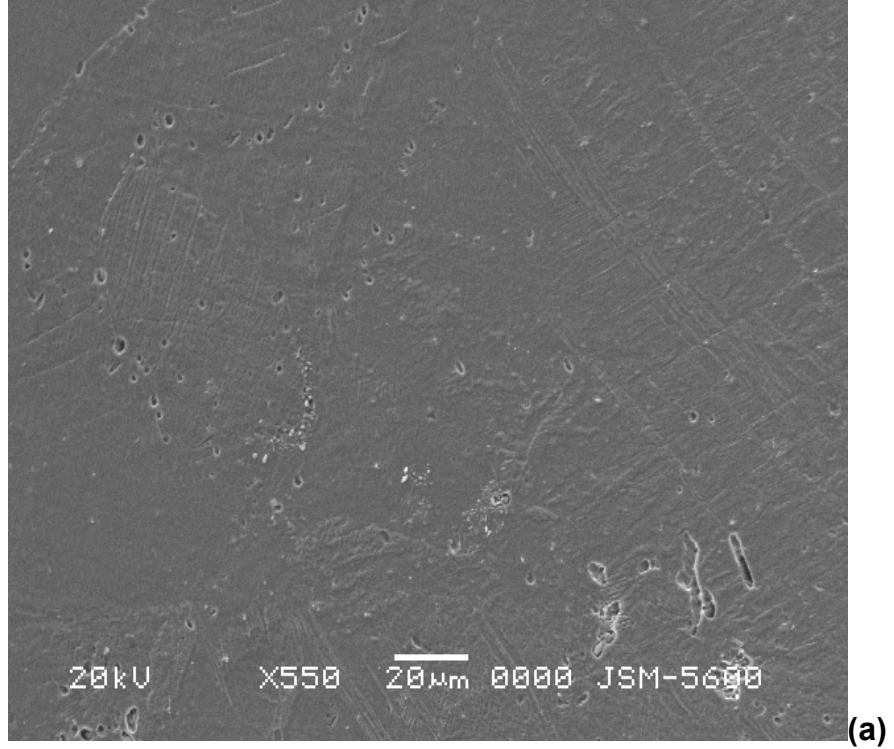
**Çizelge 3.4** Numuneye uygulanan basma zoru'nun zorlanma ile değişimi

Alaşım	Isıl işlem (°C)	Isıl işlem (saat)	Soğutma işlemi	Numune No
Cu-%24,2Mn	800	2	Fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar yavaş soğutma+%30 basma zoru	YSD
	800	2	Buzlu su içine atılarak hızlı soğutma +%30 basma zoru	HSD

### 3.4. Deformasyon Etkili Faz Dönüşümlerinin SEM İncelemeleri

Yavaş soğutulan deformasyonlu YSD numunesinin SEM incelemeleri ile elde edilen yüzey görüntüleri, Şekil 3.5 (a) ve Şekil 3.5 (b)'de verildi. Basma zoru etkisiyle, numunenin austenite faz yapısında herhangi bir değişiklik olmadığı ve austenite tane içlerinde kayma çizgilerinin olduğu gözlemlendi. Mikroskop altında, bu şekilde tek bir çizgi olarak görünen bir

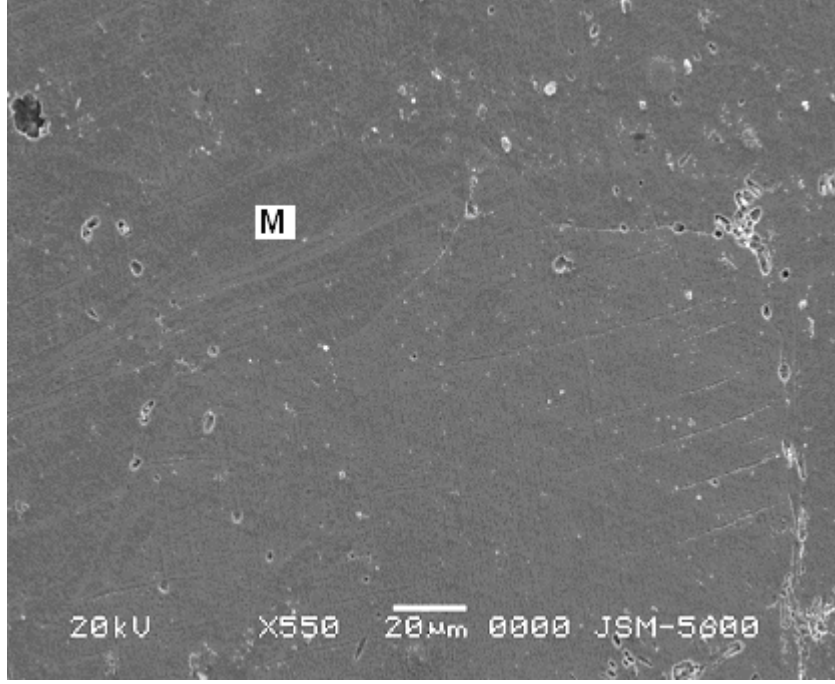
kayma bandı, gerçekte, birbirine yakın paralel kayma düzlemlerinden oluşur<sup>(45,46)</sup>.



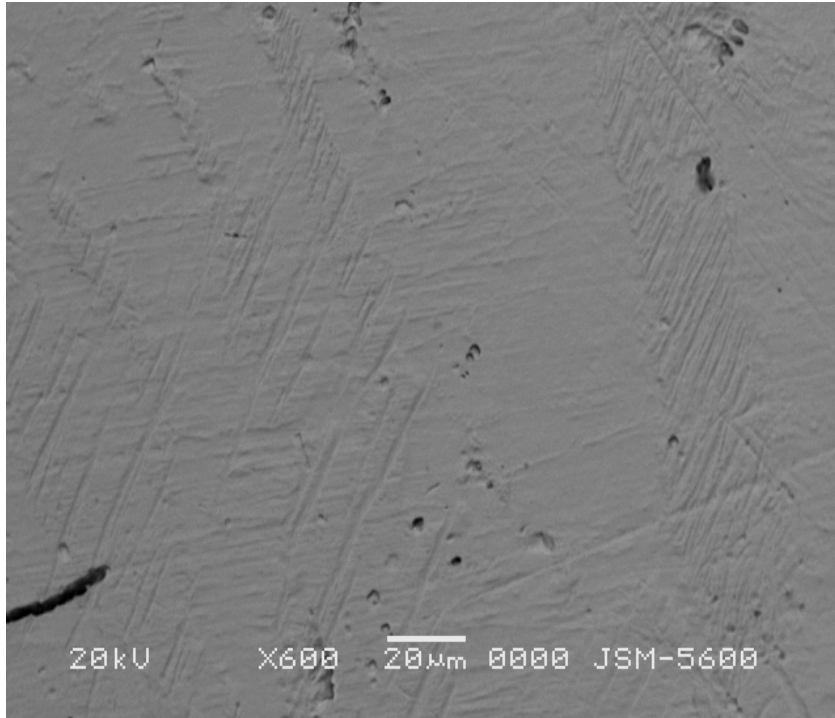
**Şekil 3.5 (a), (b)** Oda sıcaklığında %30 basma zoru uygulanan YSD numunesinin SEM görüntüleri

Hızlı soğutulan deformasyonlu HSD numunesinin SEM gözlemleri ile elde edilen yüzey görüntüleri, Şekil 3.6 (a) ve Şekil 3.6 (b)'de verildi. HSD numunesinin SEM incelemelerinde, deformasyon sonucu oluşmuş kayma çizgilerinin meydana geldiği gözlemlendi. Numunenin Şekil 3.6 (a)'da verilen yüzey görüntüsünde, kayma çizgilerinin yanı sıra kayma çizgilerinden farklı bir şekilde oluşan yapının deformasyon yolu ile oluşturulmuş martensite olabileceği düşünüldü. Numunenin Şekil 3.6 (b)'de verilen SEM görüntüsünde kayma çizgileri daha açık bir şekilde görülmektedir.





(a)



(b)

**Şekil 3.6 (a), (b)** Oda sıcaklığında %30 basma zoru uygulanan HSD numunesinin SEM görüntüleri

#### 4. SONUÇ

Bu tez çalışmasına konu olan Cu-%24,2Mn alaşımı üzerine, soğutma hızı etkisi araştırıldı. Hızlı ve yavaş soğutma sonucu meydana gelen austenite faz dönüşümlerinin yapısal özellikleri incelendi. Basma deneyi ile, ısı işlem uygulanmış alaşımın austenite faz dönüşümü üzerine, deformasyon etkisi araştırıldı ve uygulanan deformasyon etkisiyle meydana gelen faz dönüşümünün yapısal özellikleri incelendi.

Yavaş soğutulan YS numunesinin, oda sıcaklığında tamamen austenite fazda bulunduğu ve tanelerinin büyük boyutlu olduğu sonucu, yapılan SEM gözlemleri ile ortaya konuldu. Numunede büyük boyutlu austenite tanelerinin oluşmasında, önceden de belirtildiği gibi, kristallerin başlangıçtaki oluşum hızı, kristallerin oluşmaya başladığı yerlerin sayısı ve kristallerin büyüme hızının etkili olduğu, sonucuna varıldı<sup>(1,7)</sup>.

YS numunesinin akma dayanımının yaklaşık 190 MPa olduğu ve akma dayanımına kadar olan bölgede, zor-zorlanma eğrisinin lineer olmadığı görüldü. Bundan dolayı, numunenin, Hooke Kanununa uymadığı sonucuna ulaşıldı. Uygulanan zor karşısında, numunenin yaklaşık olarak, 690 MPa dayanım gösterebildiği, yapılan zor-zorlanma deneyi ile ortaya konuldu.

Yavaş soğutulan deformasyonlu YSD numunesinde, deformasyondan kaynaklanan kayma çizgilerinin olduğu gözlemlendi. Uygulanan deformasyon ile, numunede, austenite-martensite faz dönüşümünün gerçekleşmediği sonucu, SEM gözlemleri ile ortaya konuldu. Bu durumun, alaşımın atomlarının difüzyonsuz hareketinin sağlanamamasından kaynaklanabileceği

düşünüldü. Çünkü, martensitik faz dönüşümü, tüm metal ve metal alaşımlarının atomlarının difüzyonlu bir oluşumla yer değiştirmeyecekleri kadar hızlı bir şekilde soğutulduklarında (veya ısıtıldıklarında) meydana gelir<sup>(4,8)</sup>.

Soğutma şeklinin değiştirilmesi sonucunda, hızlı soğutulan HS numunesinin, austenite tane boyutlarının küçüldüğü ve tanelerin sayısında artış olduğu sonucu, SEM ile yapılan yüzey incelemeleri ile ortaya konuldu. Bu beklenen bir sonuçtur. Çünkü, daha önce de belirtildiği gibi, tane boyutları soğutma hızına bağlı olarak değişir. Hızlı soğutma, tane boyutunu küçültür ve böylece, tane sayısı da artar<sup>(2)</sup>.

HS numunesinin yaklaşık 210 MPa akma dayanımına sahip olduğu ve akma dayanımına kadar olan bölgede, zor ile zorlanma arasında lineer bir bağıntı olmadığı, bu nedenle; numunenin, Hooke Kanununa uymadığı sonucu elde edildi. HS numunesinin basma zoru karşısında, YS numunesine göre daha fazla dayanım gösterebildiği, bu nedenle, HS numunesinin YS numunesine göre, daha dayanıklı ve sünek bir numune olduğu sonucu yapılan zor-zorlanma deneyi ile ortaya konuldu.

Hızlı soğutulan deformasyonlu HSD numunesinde, deformasyondan kaynaklanan kayma çizgilerinin yanı sıra, deformasyon yolu ile oluşturulmuş martensitenin oluşumu da dikkat çekmektedir.

HSD numunesinde, kayma çizgilerinin fazla oluşmasının, numunenin austenite tanelerinin küçük boyutlu olmasından dolayı, tane sınırı alanının artması ve böylece, daha fazla sayıda dislokasyonun tane sınırlarında yığılmasından kaynaklanabileceği sonucuna varıldı. Çünkü, tane sınırları

önünde yığılan dislokasyonlar, bitişik tane üzerindeki gerilmeyi artırır ve artan gerilme de, bitişik tane içindeki dislokasyon kaynaklarını harekete geçirir. Hareket eden dislokasyonlar ise, kaymayı oluşturur<sup>(1,4)</sup>.

Günümüzde, teknolojiye kullanılan malzemelerde, kullanım amacına göre, üstün kalite aranması gerekli görülmektedir. Bu nedenle de, yapılan birçok araştırmada, metal ve metal alaşımlarında çeşitli kimyasal ve fiziksel etkilerle, kalite ve kullanım alanlarının artırılması hedeflenmektedir.

Bakır ve bakır alaşımları, genel olarak saflığın ve tane boyutunun belirlenmesi için yapılan kalite kontrol işlemlerinde metalografik olarak incelenirler. Üretimde yaygın olarak kullanılan ve gün geçtikçe daha fazla kullanım alanı bulan kaliteli bakır alaşımlarının elde edilmesinin, gelişmekte olan ülkemizin başta, elektroteknik sanayi olmak üzere, birçok sanayi dalında ilerlemesine büyük katkıda bulunması beklenilmektedir.

Yapılan bu tez çalışmasında kullanılan Cu-%24,2 Mn alaşımının hızlı soğutulan numunesi, yüksek dayanım gerektiren yerlerde, dayanımının yüksek olması nedeni ile kullanılabilir.

## KAYNAKLAR

1. R. Rawlings, Practical Physical Metallurgy, London, 1961.
2. S. Y. Yang, T. F. Liu, Journal of Alloys and Compounds **417**, 63-68, (2006).
3. Allison Butts, The Science and Technology of The Metal, Its Alloys and Compounds, Reinhold Publishing Corporation, New York, 1954.
4. D. R. Askeland, The Science and Engineering of Materials, Second S.I. Editio Chapman and Hall, London, 1990.
5. S. Sato, T. Otsu and E. Hata, 135-140, (1970).
6. L. Bäckerud and L.-M. Liljenvall, 61-66, (1970).
7. H. J. Fisher, D. A. Hay and W. L. Finlay, 256-262, New York, (1970).
8. Z. Nishiyama, Martensitic Transformation, Academic Pres, London. 1978.
9. D. A. Parter and K. E. Eastearling, Phase Transformation in Metals and Alloys, Chapman Hall, London, 1981.
10. Funakubo, H., Shape Memory Alloys, (Japonca'dan İngilizce'ye Çeviri) J.B. Kennedy, Gordon And Breach Science Publishers, London, 1987.
11. W. F. Smith, Foundations of Materials Science and Engineering, 2<sup>th</sup> Ed., Mc- Graw-Hill, 1993.
12. W. F. Smith, Structure and Properties of Engineering Alloys, 2<sup>th</sup> Ed., Mc-Graw-Hill, 1994.
13. O. Engler , Acta mater, 4827-4840, (2000).

14. Qingchao Tian, Fuxing Yin, Takuya Sakaguchi, Kotobu Nagai, *Acta Materialia*, **54**, 1805–1813, (2006).
15. J. H. Cairns, J. Clough, M.A.P. Dewey and J.Nutting, 111-115, (1970).
16. V. V. Kokorin, L.E.Kozlova, A.N.Titenko, *Scripta Materialia* **47**, 499-502, (2002).
17. J. V. Humbeeck, *Materials Science and Engineering, A* 273-275, 134-148, (1999).
18. G. S. Firstov, J. Van Humbeeck, Y. N. Koval, *Materials Science and Engineering A* 378, 2-10, (2004).
19. J. Van Humbeeck, *Journal of Alloys and Compounds* **355**, 58-64, (2003).
20. Q. Wang, F. Han, G. Hao, J. Wu, *Materials Letters* 59, 3284-3286, (2005).
21. Z. Li, Z.Y. Pan, N. Tang, Y.B. Jiang, N. Liu, M. Fang, F. Zheng, *Materials Science and Engineering A* 417, 225-229, (2006).
22. C.Y. Chung, C.W.H.Lam, *Journal of Materials Processing Technology*, **149**, 117-119, (2004).
23. C. P. Wang, X. J. Liu, M. Jiang, I. Ohnuma, R. Kainuma, K. Ishida, *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 66, 256-260, (2005).
24. J. Iqbal, F. Hasan and F. Ahmad, *J. Mater. Sci. Technol.*, Vol.**22**, No.6, 779-784, (2006).
25. M. O. Prado, A. Tolley, *Materials Science and Engineering A* **273-275**, 590-594, (1999).
26. Masayuki Kawasaki, Kenkichi Yamaji and Osamu Izumi, *The Research Institutuen for Iron, Stell and Other Metals*, 66-77, (1950).

27. T. M. Harders, T. J. Hicks, J. H. Smith, J. Phys.F: Met. Phys. **13**, 1263-1279, (1983).
28. F. Schiller, Y. Huttel, J. Avila, M. C. Asensio, Surface Science, 433-439 (1999).
29. Qingchao Tian, Fuxing Yin, Takuya Sakaguchi, Kotobu Nagai, Materials Science and Engineering, A **442**, 433-438, (2006).
30. Qingchao Tian, Fuxing Yin, Takuya Sakaguchi, Kotobu Nagai, Materials Science and Engineering, A **438-440**, 374-378, (2006).
31. V. B. John, Introduction to Engineering Materials, Macmillan Publishing Company, New York, 1992.
32. H. Fukushima and M. Doyama, J.Phys. F: Metal Phys., Vol. **8**, No. 2, (1978).
33. Q. Y. Pan, X. Lin, W. D. Huang, Y. H. Zhou, and G. L. Zhang, Materials Research Bulletin. Vol. **33**, No. 11, pp. 1621-1633, (1998).
34. G. Song, N. Ma, H-N. Li, Engineering Structures 28, 1266-1274, (2006).
35. J. Fernandez, Journal of Physics and Chemistry of Solids, 66, 256-260, (2005).
36. Fuxing Yin, Yoshiaki Ohsawa, Akira Sato and Kohji Kawahara, Scripta Mater. Vol. **40**, No.9, pp. 993-998, (1999).
37. C.Y. Chung, C.W.H.Lam, Mater. Science and Eng. A **273-275**, 622-624, (1999).
38. Sen Yang, Weidong Huang, Xin Lin, Yunpeng Su and Yaohe Zhou, Scripta mater. **42**, 543-548, (2000).

39. Cuiyun He, Yong Du, Hai-Lin Chen, Shuhong Liu, Honghui Xu, Yifang Ouyang, Zi-Kui Liu, C.He., *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 457, No.1-2, pp. 233-238, (2008).
40. Sen Yang, Yunpeng Su, Weidong Huang, Yaohe Zhou, *Materials Science and Engineering A* **386**, 367-374, (2004).
41. Masahito Nakagawa, Yasukage Oda, *Physica B* 329-333, 1125-1126, (2003).
42. A. Varschavsky, E. Donoso, G. Diaz, *Materials Science and Engineering A* **415**, 87-93, (2006).
43. K. Osaka, T. Takama, *Acta Mater.* **50**, 1289-1296, (2002).
44. Jia Wen Xu, *Journal of Alloys and Compounds*, **448**, Iss.1-2, 441-445, (2008).
45. Mikio Fukuhara, Fuxing Yin, Yoshiaki Ohsawa, Susumu Takamori, *Materials Science and Engineering A* **442**, 439-443, (2006).
46. Kei Yosida, Vol. **106**, No. 5, 893-898, (1957).