

KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI  
YÜKSEK LİSANS TEZİ

Fe-%16,34Mn-%4,06Si ALAŞIMINDA  
DİFÜZYONSUZ FAZ DÖNÜŞÜMÜNÜN İNCELENMESİ

Nilgün AYDIN

OCAK 2010

**Fizik Anabilim Dalında** Nilgün AYDIN tarafından hazırlanan Fe-%16,34Mn-%4,06Si ALAŞIMINDA DİFÜZYONSUZ FAZ DÖNÜŞÜMÜNÜN İNCELENMESİ adlı Yüksek Lisans Tezinin Anabilim Dalı standartlarına uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. İhsan ULUER

Fizik Anabilim Dalı Başkanı

Bu tezi okuduğumu ve tezin **Yüksek Lisans Tezi** olarak bütün gereklilikleri yerine getirdiğini onaylarım.

Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ

Danışman

Jüri Üyeleri

Başkan : Prof. Dr. Saffet NEZİR

\_\_\_\_\_

Üye : Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ

\_\_\_\_\_

Üye : Doç. Dr. Uğur SARI

\_\_\_\_\_

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

Bu tez ile Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Yüksek Lisans derecesini onaylamıştır.

Doç. Dr. Burak BİRGÖREN

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

## ÖZET

### Fe-%16,34Mn-%4,06Si ALAŞIMINDA DİFÜZYONSUZ FAZ DÖNÜŞÜMÜNÜN İNCELENMESİ

AYDIN, Nilgün

Kırıkkale Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi

Danışman : Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ

Ocak 2010, 69 sayfa

Bu çalışmada, Fe-%16,34Mn-%4,06Si alaşımında termal etkili martensitik dönüşümün mikro yapısı, kristalografisi ve manyetik özellikleri taramalı elektron mikroskobu (SEM), geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) ve Mössbauer spektrometresi kullanılarak incelendi.

Fe-%16,34Mn-%4,06Si alaşımında termal etki sonucunda  $\gamma$  (f.c.c.)  $\rightarrow$   $\epsilon$  (h.c.p.) martensitik dönüşümünün meydana geldiği gözlemlendi. Bu dönüşümde soğutma hızının etkisi incelendi.  $\gamma$  (f.c.c.)  $\rightarrow$   $\epsilon$  (h.c.p.) martensitik dönüşümü için dönme bağımlılığı,  $[110]_{\gamma} \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\epsilon}$  olarak elde edildi. Bu dönme bağımlılığının Shoji-Nishiyama dönme bağımlılığına uyduğu gözlemlendi. Elde edilen kırınım deseni ve indis diyagramı kullanılarak örgü sabitleri hesaplandı ve sonuçların literatürle uyumlu olduğu görüldü.

Ayrıca, alaşımın Mössbauer spektrumlarının austenite ( $\gamma$ ) ve martensite ( $\epsilon$ ) fazlar için paramanyetik karakteri gösteren tekli pik verdiği ve  $\gamma$  (f.c.c.)  $\rightarrow$   $\epsilon$  (h.c.p.) martensitik dönüşümünden sonra alaşımın manyetik özelliğinin değişmediği görüldü.

**Anahtar Kelimeler** : Austenite, Martensite,  $\epsilon$ -Martensite, Martensitik Faz Dönüşümü, Şekil Hatırlama Özelliği, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM), Mössbauer Spektrometresi.

## ABSTRACT

### INVESTIGATION OF DIFFUSIONLESS PHASE TRANSFORM IN Fe–16.34%Mn–4.06%Si ALLOY

AYDIN, Nilgün

Kırıkkale University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics, M. Sc. Thesis

Supervisor : Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ

January 2010, 69 pages

In this study, the microstructure, crystallographic and magnetic properties of the thermally-induced martensitic transformation in Fe–16.34%Mn–4.06%Si alloy have been investigated by using the scanning electron microscope (SEM), the transmission electron microscope (TEM) and the Mössbauer spectrometer.

It has been observed that the  $\gamma$  (f.c.c.)  $\rightarrow$   $\varepsilon$  (h.c.p.) martensitic transformation occurred with thermally-induced in Fe–16.34%Mn–4.06%Si alloy. The effect of cooling rate has also been investigated on this transformation. The orientation relationship for  $\gamma$  (f.c.c.)  $\rightarrow$   $\varepsilon$  (h.c.p.) martensitic transformation has been determined as  $\{111\}_{\gamma} \parallel \{0001\}_{\varepsilon}$  ,  $[110]_{\gamma} \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\varepsilon}$  which corresponds to the Shoji-Nishiyama orientation relationship. The lattice parameters have been calculated by using the diffraction pattern and indices diagram and it has been seen that the results are agreement with literature.

Also, It has been seen that Mössbauer spectra of the alloy above mentioned give a singlet peak of the paramagnetic character for austenite ( $\gamma$ ) and martensite ( $\varepsilon$ ) phases and the magnetic character of alloy doesn't change after  $\gamma$  (f.c.c.)  $\rightarrow$   $\varepsilon$  (h.c.p.) martensitic transformation.

**Key Words :** Austenite, Martensite,  $\epsilon$ - Martensite, Martensitic Phase Transformation, Shape Memory Property, Scanning Electron Microscopy (SEM), Transmission Electron Microscopy (TEM), Mössbauer Spectrometer.

## TEŞEKKÜR

Çalıőmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren ve destek veren hocam Sayın Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ'ye sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Çalıőmalarım boyunca her zaman destek olan Fen–Edebiyat Fakóltesi, Fizik Bölümü Başkanı Sayın Prof. Dr. İhsan ULUER'e teşekkür ederim.

Deneylerin yapılması ve tezin yazılması sırasında, yardımlarını esirgemeyen Sayın Doç. Dr. Uğur SARI'ya, Sayın Yrd. Doç. Dr. Talip KIRINDI'ya ve Sayın Arő. Gör. Figen DURKAYA'ya teşekkür ederim.

Ders aşamasında bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım Fizik Bölümünün değerli öğretim üyelerine ve her konuda yardımlarını gördüğüm Fen Bilimleri Enstitüsü'nün akademik ve idari personeline teşekkür ederim.

Ayrıca verdikleri destekle her zaman yanımda olan eőime ve çocuklarıma teőekkürü bir borç bilirim.

# İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
<b>ÖZET</b> .....	i
<b>ABSTRACT</b> .....	iii
<b>TEŞEKKÜR</b> .....	v
<b>İÇİNDEKİLER</b> .....	vi
<b>ŞEKİLLER DİZİNİ</b> .....	viii
<b>SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ</b> .....	x
<b>1. GİRİŞ</b> .....	1
1.1. Literatür Özeti .....	3
<b>2. MATERYAL VE YÖNTEM</b> .....	6
2. 1. Miller İndislerinin Gösterimi .....	6
2. 2. Örgü Doğrultuları .....	8
2. 2. 1. İki Düzlemin Zon Eksenini .....	10
2. 3. Yansıma Koşulları .....	12
2. 4. Stereografik İzdüşüm .....	14
2. 5. Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri .....	17
2. 6. Martensitik Dönüşümlerin Genel Özellikleri .....	19
2. 6. 1. Austenite Fazın Kararlılığı .....	19
2. 6. 2. Austenite–Martensite Faz Dönüşümlerinin Kinetik Özellikleri .....	20
2. 6. 3. Martensitik Dönüşümlerin Tersinir Olma Özelliği .....	23
2. 6. 4. Martensite Faz Dönüşümlerinin Yapısal ve Kristalografik Özellikleri .....	25
2. 6. 5. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri .....	32
2. 6. 6. Yapı Kusurlarının Martensitik Dönüşümlere Etkisi .....	37
2. 6. 7. Manyetik Özelliklerin Martensitik Dönüşümlere Etkisi .....	38
2. 6. 7. 1. Manyetizmanın Temeli .....	39
2. 6. 7. 2. Diyamanyetizma .....	40
2. 6. 7. 3. Paramanyetizma .....	41
2. 6. 7. 4. Ferromanyetizma .....	42
2. 7. Alaşımda Kullanılan Elementlerin Özellikleri .....	43



2. 7. 1. Demir (Fe) .....	43
2. 7. 2. Manganez (Mn) .....	44
2. 7. 3. Silisyum (Si) .....	44
2. 8. Deneysel Sistem ve Yöntem .....	44
2. 8. 1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) .....	44
2. 8. 2. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) .....	46
2. 8. 3. Mössbauer Spektrometresi .....	47
2. 9. Numunelerin Hazırlanması .....	49
2. 9. 1. Numunelerin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İçin Hazırlanması .....	49
2. 9. 2. Numunelerin Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İçin Hazırlanması .....	50
2. 9. 3. Numunelerin Mössbauer Spektrometresi İçin Hazırlanması .	50
<b>3. ARAŞTIRMA BULGULARI</b> .....	<b>51</b>
3. 1. Fe–Mn–Si Alaşımında Termal Etkili Martensitik Dönüşüm .....	51
3. 1. 1. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün Taramalı Elektron Mikroskobu(SEM) İle İncelenmesi .....	51
3. 1. 2. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İle İncelenmesi .....	54
3. 1. 3. Austenite–Martensite Faz Dönüşümün Manyetik Özelliklerinin Mössbauer Spektrometresi İle İncelenmesi ...	57
<b>4. SONUÇLAR</b> .....	<b>60</b>
<b>KAYNAKLAR</b> .....	<b>63</b>

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### ŞEKİL

2. 1. Miller İndisleri tayin edilecek P düzlemi .....	7
2. 2. Kübik yapıdaki bazı önemli düzlemler ve onların Miller indisleri .....	8
2. 3. Örgü doğrultusu .....	9
2. 4. İki düzlemin ara kesit doğrusu ve bunların zon ekseni .....	10
2. 5. Kübik yapı için; a) temel düzlemler ve b) (100) ve (010) düzlemlerinin zon ekseni .....	12
2. 6. Bir kristalin küresel izdüşümü .....	15
2. 7. Bir kristalin izdüşüm düzlemleri .....	16
2. 8. Bir kristalin stereografik izdüşümü .....	16
2. 9. Wulff ağı .....	17
2. 10. Austenite ( $\gamma$ ) ve martensite ( $\alpha$ ) fazların serbest enerjilerinin sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi .....	21
2. 11. a) Atermal dönüşüm için dönüşüm yüzdesinin zamanla değişimi .... b) İzotermal dönüşüm için dönüşüm yüzdesinin zamanla değişimi ...	23
2. 12. f.c.c. $\rightarrow$ h.c.p dönüşümünde birbirini takip eden ince martensite plakalarının oluşumu .....	25
2. 13. Austenite kristalinde ortaya çıkan martensite yerleşim düzlemi ....	26
2. 14. a) f.c.c. kristal yapı, b) b.c.c. kristal yapı .....	27
2. 15. f.c.c. ve b.c.c. kristal yapılar arasındaki Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama kristalografik dönme bağımlılığı .....	28
2. 16. (111) $_{\gamma}$ düzlemindeki kesme doğrultuları a) Nishiyama bağımlılığı b) Kurdjumov-Sachs bağımlılığı .....	29
2. 17. a) f.c.c. yapının $\langle 111 \rangle_{f.c.c.}$ doğrultusunun, b) h.c.p. yapının $\langle 0001 \rangle_{h.c.p.}$ doğrultusuna paralel olacak şekilde gösterimi .....	30
2. 18. h.c.p. kristal yapının şematik gösterimi .....	31
2. 19. Sıkı paketlenmiş f.c.c. kristal yapının şematik gösterimi .....	31
2. 20. Bain Dönüşümü .....	33
2. 21. a) paramanyetik, b) diyamanyetik c) ferromanyetik maddelerin M-H grafikleri .....	40
2. 22. Diyamanyetik malzemenin atomları .....	41
2. 23. a) Paramanyetik bir malzemenin manyetik düzenlenişi.....	42

b) Dış manyetik alan altında paramanyetik bir malzemenin manyetik düzenlenişi .....	42
2. 24. a) Ferromanyetik bir malzemenin manyetik düzenlenişi .....	43
b) Dış manyetik alan altında ferromanyetik bir malzemenin manyetik düzenlenişi .....	43
2. 25. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) .....	45
2. 26. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ve Yapısı .....	46
2. 27. Mössbauer Spektrometresi .....	48
3. 1. 1000 °C sıcaklıkta 4 saat tavlanan ve yavaş soğutulan Fe–Mn–Si alaşımında austenite tane yapısı .....	52
3. 2. 1000 °C sıcaklıkta 4 saat tavlanan ve suda hızlı soğutulan Fe–Mn–Si alaşımına ait yüzey görünümü .....	53
3. 3. 1000 °C sıcaklıkta 4 saat tavlanan ve suda hızlı soğutulan Fe–Mn–Si alaşımına ait aydınlık alan görüntüsü.....	55
3. 4. 1000 °C sıcaklıkta 4 saat tavlanaarak oda sıcaklığındaki suda hızlı soğutulan numuneye ait; a) kırınım deseni, b) indis diyagramı .....	56
3. 5. a) yavaş soğutulan numunenin (austenite ( $\gamma$ )) b) hızlı soğutulan numunenin (austenite ( $\gamma$ ) + martensite ( $\epsilon$ )) oda sıcaklığındaki Mössbauer spektrumu .....	59

## SİMGE VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGE

$\gamma$	Yüz merkezli kübik yapı
$\alpha$	Hacim merkezli tetragonal yapı
$\varepsilon$	Sıkı paketlenmiş hegzagonal yapı
$F_{hkl}$	Yapı çarpanı
$A_S$	Martensite – austenite ters dönüşüm başlama sıcaklığı
$A_f$	Martensite – austenite ters dönüşüm tamamlanma sıcaklığı
$M_S$	Martensite – austenite faz dönüşümünün başlama sıcaklığı
$M_f$	Martensite – austenite faz dönüşümünün bitme sıcaklığı
$T_0$	Martensite – austenite fazların dengede bulunduğu sıcaklık
$\Delta F^{\alpha-\gamma}$	Kimyasal serbest enerji değişimi
$F^\gamma$	Ana fazın (austenite) kimyasal serbest enerjisi
$F^\alpha$	Ürün fazın (martensite) kimyasal serbest enerjisi
$E$	Sistemin potansiyel ve kinetik enerjileri toplamı
$T$	Mutlak sıcaklık
$\mathbf{M}$	Mıkanatıslanma vektörü
$\mathbf{H}$	Manyetik alan
$\chi$	Manyetik alınganlık
$\mu_0$	Serbest uzayın manyetik geçirgenliği
$\mu_m$	Manyetik geçirgenlik
$\mathbf{F}$	Toplam şekil deformasyonu
$\mathbf{B}$	Bain zorlanması
$\mathbf{S}$	Sabit kesme zorlanması
$\mathbf{R}$	Katı cismin dönmesi
$\mathbf{C}$	Tamamlayıcı kesme

## KISALTMALAR

- f.c.c. yüz merkezli kübik yapı  
b.c.t. Hacim merkezli tetragonal yapı  
b.c.c. Hacim merkezli kübik yapı  
h.c.p. Sıkı paketlenmiş hekzagonal yapı  
(hkl) Miller indisleri  
[uvw] Zon eksenini  
TEM Geçirmeli Elektron Mikroskobu  
SEM Taramalı Elektron Mikroskobu

## 1. GİRİŞ

Teknolojik gelişmeye paralel olarak, metallerin günlük hayatımızdaki önemi giderek artmaktadır. Metaller; fiziksel dayanıklılıkları, elektrik ve ısıyı iyi iletmeleri, parlatılabilmeleri ve kolay şekil verilebilmeleri ile tanınırlar. Maddelerin makroskopik yapısını anlamaya çalışan fizikçi ve metalleri pratik amaçlar için kullanan mühendisler için, yukarıda sıralanan özelliklerin açıklanması önemlidir. Henüz, metallerin yukarıda sayılan özellikleri tam olarak açıklanabilmiş değildir (1). Metal ve metal alaşımları, kullanım alanlarının genişliği ve günden güne artan gereksinimlerden dolayı pek çok araştırmaya konu olmuştur. Yapılan bu araştırmalarda, çeşitli kimyasal ve fiziksel etkiler uygulanarak metal ve metal alaşımlarının kaliteleri ile kullanım alanlarının artırılması hedeflenmiştir.

Elektriği iyi ileten katı maddeye metal denir (1). En az biri metal olmak üzere, iki veya daha fazla elementten oluşan ve metal özelliği gösteren maddeye ise alaşım adı verilir (2). Alaşımlar, kendisini oluşturan metallerin özelliklerinden farklı özellikler gösterirler. En bilinen alaşımlara; çelik (Fe-C), tunç (Cu-Sn), pirinç (Cu-Zn), lehim (Sn-Pb) ve cıva alaşımları olan amalgamlar örnek verilebilir. Metal ve alaşımlar, çeşitli mekanik ve termodinamik şartlar altında değişik özellikler sergiler. Özellikle, sıcaklık, zor ve zorlanma ve bunların değişik şekillerde birlikte uygulanması ile bazı metal ve metal alaşımlarında yapısal değişimler meydana getirilir.

Bir cisim, bağ kuvvetleri etkisi altında en düşük enerjili denge konumunda bulunan atomlar grubundan oluşur. Homojen olarak dizilmiş atomların bu kararlı denge haline **faz** adı verilir. Ancak çevre koşulları değişirse mevcut enerji dengesi bozularak atomlar buldukları konumdan daha yüksek enerji gerektiren başka bir konuma geçmeye zorlanırlar. Atomların topluca hareketi sonucu, içyapı değişir ve yeni bir denge durumu elde edilir. Böylece bir faz durumu başka bir faz durumuna dönüşmüş olur. Bu olaya, faz dönüşümü denir (3). Fazların oluşumlarında ve dönüşümlerinde, sıcaklık, zor ve bunların

birlikte uygulanması olmak üzere üç temel etken vardır. Bu değişkenlerin etkisinde hangi tür fazın oluştuğu ve bunların özelliklerinin bilinmesi uygulama yönünden çok önemlidir. Böylece, kullanım amaçlarına uygun özelliklere sahip malzemelerin üretim olanakları sağlanabilir (4).

Bir faz dönüşümü sırasında yapıyı oluşturan atomların birbirine göre konumları ya da komşulukları değişerek meydana gelen faz dönüşümlerine **difüzyonlu faz dönüşümü**; konumları ya da komşulukları değişmeden meydana gelen faz dönüşümlerine ise **difüzyonsuz faz dönüşümü** adı verilir (3).

19. yüzyılın sonlarında, malzeme bilimi ile uğraşan araştırmacılar, uygulanan fiziksel etkenler sonucu malzemenin kristal yapısında önemli değişiklikler meydana geldiğini ve bu değişikliklerin yumuşak demirin sertlik kazanmasına neden olduğunu göstermişlerdir. Soğutulan ve dövülen yumuşak demirde çeşitli mikro yapıların oluştuğunu, ilk defa 1895 yılında Alman bilim adamı Adolf Martens bulmuş ve bulunan mikro yapılara O'nun adı kullanılarak, **martensite kristalleri** adı verilmiştir (5-7).

Fe alaşımları yaklaşık 1600 °C'de ergir. Havasız ortamda oda sıcaklığına doğru soğutulurken, yaklaşık olarak 900 °C civarında yüz merkezli kübik (f.c.c.) yapıda kristalleşir. Alaşımın bu fazına **austenite (ana faz)** adı verilir. Austenite fazdaki alaşım, uygulanan fiziksel etkiler sebebiyle hacim merkezli tetragonal (b.c.t), hacim merkezli kübik (b.c.c.) veya sıkı paketlenmiş hekzagonal (h.c.p.) kristal yapılarına dönüşür. Alaşımın bu fazına ise **martensite (ürün faz)** adı verilir (8-11).

Martensitik faz dönüşümü ilk olarak çelikte gözlenmiş fakat daha sonraları yapılan araştırmalarda bazı saf metallerde ve diğer metal alaşımlarının bir kısmında da görülmüştür. Bu dönüşüm, çeliğe üstün malzeme olma özelliği kazandırdığı gibi diğer metal ve metal alaşımlarına da termoelastiklik, süperelastiklik ve şekil hatırlama özelliği gibi fiziksel ve teknolojik özellikler kazandırır(5,12).

## 1.1. Literatür Özeti

Austenite–martensite faz dönüşümleri, difüzyonsuz karakterleri nedeniyle ortaya çıkardıkları ilgi çekici fiziksel özellikleri yanında; malzemenin mekanik özelliklerinde yaptıkları büyük değişiklikler nedeniyle birçok araştırmaya konu olmuştur. Özellikle, Fe–Mn, Fe–Mn–Si–Cr–Ni ve Fe–Mn–Si gibi alaşımların ilginç manyetik özelliklere sahip olması, soğuk işlenebilmesi, yüksek elektrik direncine sahip olması ve maliyetinin ucuz olması, teknolojik kullanım alanlarında ilgi çekmektedir. Bu nedenlerle son yıllarda bu alaşımlarda görülen martensitik dönüşümler üzerinde yoğun çalışmalar yapılmaktadır (13-17).

İlk olarak, demir ve demir bazlı alaşımlarda gözlenen martensitik faz dönüşümleri, yapılan çalışmalar sonucunda birçok metal ve metal alaşımında da gözlenmiştir (18).

Fe–Mn, Fe–Mn–Si, Fe–Mn–Si–Cr gibi alaşımlarda gözlenen  $\gamma$  (f.c.c.)  $\rightarrow$   $\epsilon$  (h.c.p.) türü martensitik faz dönüşümleri üzerinde yapılan çalışmaların sayısı bu alaşımların şekil hatırlama özelliğine sahip olmalarından dolayı artmaktadır. Bu alaşımların tipik özelliği, alaşımda yer alan elementlerin yüzdesine ve dış etkilere bağlı olarak h.c.p. yapıdaki  $\epsilon$ –martensite yanında b.c.c. yapıdaki  $\alpha'$ -martensitelerin de oluşabilmesidir (19-22).

Inagaki (14, 23-25) yaptığı çalışmalarda, Fe–Mn–Si–Cr–Ni alaşımlarında meydana gelen  $\gamma$  (f.c.c.)  $\rightarrow$   $\epsilon$  (h.c.p.) türü faz dönüşümlerinde alaşımı oluşturan elementlerin miktarının dönüşümü nasıl etkilediğini incelemiştir.

Yang ve Wayman (26), Fe–Mn–Si–Cr–Ni alaşımlarında oluşan  $\epsilon$ –martensite yönelimlerini ve dönüşümün kristalografisini deneysel ve teorik olarak incelemiştir.



Maki ve Tsuzaki (13) ile Yang ve Wayman (27,28), termal etki ile meydana gelen  $\epsilon$ -martensitenin mikro yapıları ve şekil hatırlama özelliğinin mekanizmasını dislokasyon hareketlerine bağlı olarak ortaya koymuşlardır.

Kikuchi ve arkadaşları (29) ile Ogawa ve Kajiwara (30), Fe-Mn-Si-Cr-Ni alaşımında zor etkili martensite faz dönüşümünün mikro yapısı ve zorun şekil hatırlama özelliği üzerindeki etkisini taramalı ve geçirmeli elektron mikroskoplarıyla incelemişlerdir.

Kırındı ve arkadaşları (31), yaptıkları çalışmada, zorlanma, geri dönüşüm sıcaklığı ve burulma deformasyonunun Fe-Mn-Si-Cr-Ni alaşımının şekil hatırlama özelliğini nasıl etkilediğini araştırmışlardır.

Kırındı ve arkadaşları (32,33), şekil hatırlama özelliğine sahip Fe-Mn-Si-Cr-Ni alaşımında homojenleştirme zamanının martensitik dönüşümleri ve mekanik özellikleri nasıl etkilediğini araştırmışlardır.

Kırındı ve Dikici (34), Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında ısıtma işleminin martensitik dönüşüm üzerine etkisini incelemişlerdir.

Bentayeb ve arkadaşları (35) Fe-%33Ni-%0,7C alaşımında, Binnatov ve Mekhrabov (36) ise düşük alaşımlı çeliklerde, Mössbauer spektroskopisi yöntemini kullanarak, ısıtma işlemi sıcaklığının artırılması sonucunda alaşımın iç manyetik alanının azaldığını göstermişlerdir.

Bu çalışmanın amacı ise; Fe-%16,34Mn-%4,06Si alaşımında termal etkiyle oluşan austenite-martensite faz dönüşümünde meydana gelen  $\epsilon$ -martensitenin mikro yapısının, kristalografisinin ve manyetik özelliklerinin incelenmesidir. Bu amaçla, numunelerin yüzeylerinde oluşan mikroyapı karakteristiklerini incelemek için Kırıkkale Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'nde bulunan 30 kV'luk JEOL5600 taramalı elektron mikroskobu (SEM), kristalografisinin incelenmesi için 300 kV hızlandırma gerilimine sahip JEOL3010 geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) ve manyetik

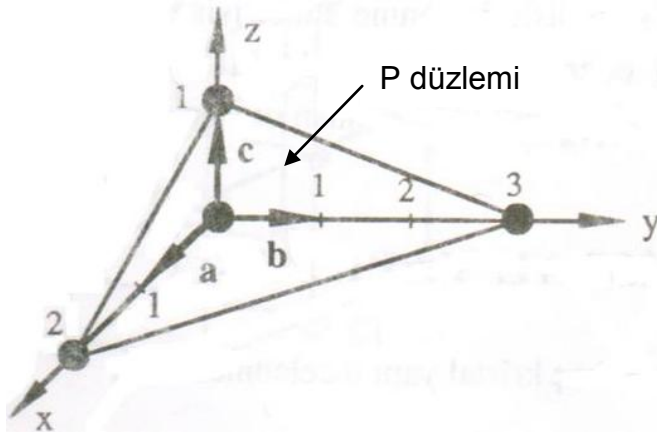
özelliklerinin incelenmesi için 50 mCi'lik aktiviteye sahip  $^{57}\text{Co}$  radyoaktif kaynaklı Mössbauer Spektrometresi kullanılmıştır.

## 2. MATERYAL VE YÖNTEM

### 2. 1. Miller İndislerinin Gösterimi

Kristal düzlemleri; adı geçen düzlemin kristal eksenlerini kestiği noktaların koordinat başlangıcına olan uzaklıkları cinsinden ifade edilebilir. Fakat bu durumda, kristal eksenlerine paralel önemli düzlemler kristal eksenini sonsuzda keserler. Sonsuzluklarla işlem yapılamaması, bu gösterimi biraz değiştirmek gerektiğini göstermektedir. Bunun için, düzlemin kristal eksenini kestiği uzaklıklar yerine, bu uzunlukların terslerinden türetilen büyüklükler kullanılarak *Miller İndisleri* tanımlanır. Genel olarak, Şekil 2.1'de gösterilen herhangi bir P düzleminin Miller indislerini tayin etmek için aşağıda sıralanan işlemler sırasıyla takip edilir:

- 1- Kristal eksenleri ilkel olsun olmasın, P düzleminin **a**, **b** ve **c** eksenlerini kestiği noktaların yerleri sırasıyla a, b ve c örgü sabitleri cinsinden bulunur. Bu kesim noktalarına sırasıyla x, y ve z denir. Bu durumda x, y ve z sırasıyla a, b ve c'nin bir katıdır.
- 2-  $x / a$ ,  $y / b$ ,  $z / c$  oranları oluşturulur.
- 3- Bu oranların tersleri alınarak, yeni  $a / x$ ,  $b / y$ ,  $c / z$  oranları elde edilir.
- 4- Yeni oranların ortak bir çarpanla çarpılması sonucu en küçük tam sayılar elde edilir. Bu tam sayılar, P düzleminin Miller indisleridir ve P düzlemi  $(h k l)$  şeklinde gösterilir (1).

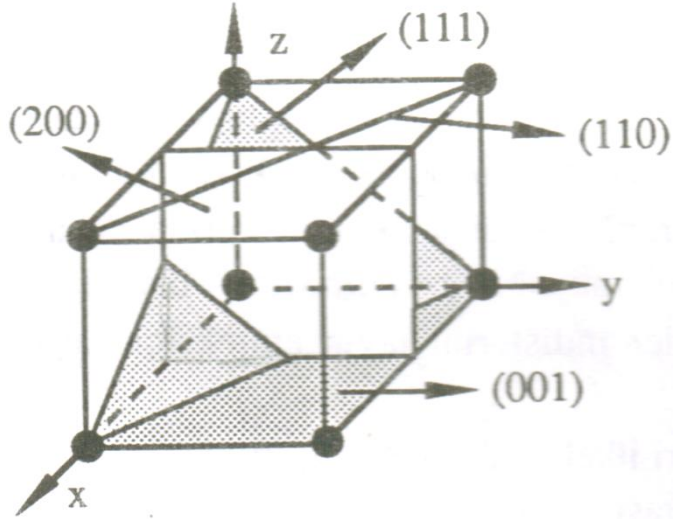


**Şekil 2. 1.** Miller indisleri tayin edilecek P düzlemi (1)

Şekil 2.1'deki P düzleminin Miller indisleri yukarıdaki sıraya göre tayin edilmek istenirse;

- 1- Düzlemin kristal eksenlerini kestiği noktada,  $x = 2a$ ,  $y = 3b$  ve  $z = c'$  dir.
- 2-  $(x / a, y / b, z / c) = (2, 3, 1)$
- 3-  $(1/2, 1/3, 1/1)$
- 4-  $6(1/2, 1/3, 1) = (3, 2, 6)$  veya  $(h k l) = (3, 2, 6)$  bulunur.

$(h k l)$  Miller indisleri, bir tek düzlemi temsil ettiği gibi, paralel düzlemlerin bütün takımını da temsil eder. Şekil 2. 2'de kübik yapıdaki bazı önemli düzlemler ve onların Miller indisleri gösterilmiştir.



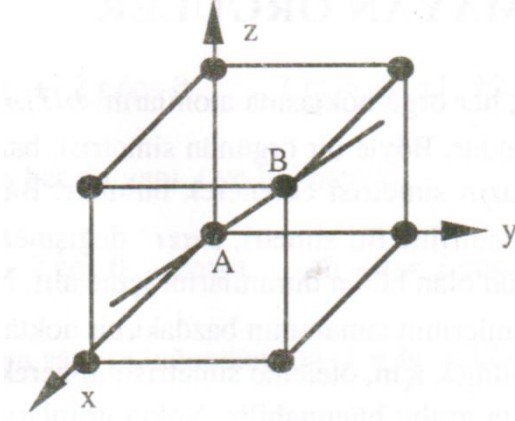
**Şekil 2. 2.** Kübik yapıdaki bazı önemli düzlemler ve onların Miller indisleri (1)

## 2. 2. Örgü Doğrultuları

Kristallerin fiziksel özelliklerinin veya kristallerdeki fiziksel olayların anlatımında, sık sık belirli kristal doğrultu ve düzlemlerini sayısal olarak ifade etmek gerekir. Kristalin izotropik olmaması bunu zorunlu hale getirir.

Şekil 2.3'deki A ve B örgü noktalarından geçen doğrultuyu belirtmek için, A noktasını koordinat başlangıcı olarak seçersek, A'yı B'ye birleştiren örgü vektörü  $\mathbf{R} = u \mathbf{a} + v \mathbf{b} + w \mathbf{c}$ , AB doğrultusuna paraleldir. Öyleyse, bu vektör örgüdeki herhangi bir doğrultuyu göstermekte kullanılabilir. Yapılması gereken tek şey,  $\mathbf{R}$  örgü vektörü doğrultusunda uygun bileşenli vektörü bulmaktır. Aranılan doğrultu, üç tam sayı yardımıyla  $[u, v, w]$  şeklinde ifade edilir.  $u, v, w$  sayılarının ortak çarpanı varsa, bu çarpan atılır ve en küçük tam sayılardan oluşan  $[u, v, w]$  kullanılır.

Bir doğrultudan söz ediliyorsa; o, özel bir doğruyu değil fakat sözü edilen doğruya paralel doğruların tamamını temsil eder.



**Şekil 2. 3.** Örgü doğrultusu (1)

Birim hücre, dönme simetrisine sahipse, bu simetriden dolayı eşdeğer olan birçok paralel olmayan doğrultu vardır. Kübik kristalde;  $[100]$ ,  $[010]$ ,  $[001]$  doğrultuları kristalografik olarak eşdeğerdir. Bu durumda, bütün eşdeğer doğrultular,  $\langle u,v,w \rangle$  şeklinde topluca temsil edilir. Benzer şekilde, kübün cisim köşegenleri  $\langle 111 \rangle$  sembolü ile temsil edilir.

Bir örgü vektörünün bir örgü düzlem takımına paralel olması sonucunda

$$uh + vk + wl = 0 \quad (2.1)$$

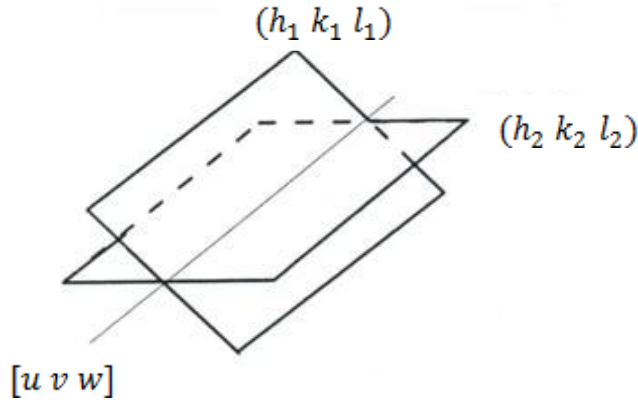
bağıntısı verilir ve bu bağıntıya zon denklemi denir. Bu bağıntı bir  $[uvw]$  örgü vektörüne paralel olan bütün  $(h k l)$  düzlemlerinin paralel olma şartını verir. Eşitlik 2.1'den yararlanarak herhangi bir doğrultu vektörüne yani herhangi bir zona ait düzlemler belirlenebilir. Örneğin,  $[001]$  zonuna ait düzlemlerin

$$0h + 0k + 1l = 0 \quad (2.2)$$

denklemini sağlamaları gereklidir. Dikkat edilirse, bu denklemi sağlayan düzlemler için  $l = 0$  olduğu görülür. Sonuç olarak,  $h \neq 0$  ve  $k \neq 0$  olan bütün  $(h k 0)$  düzlemleri,  $[001]$  zonuna ait olan düzlemleri belirtir.

## 2. 2. 1. İki Düzlemin Zon Ekseni

Birbirine paralel olmayan  $(h_1 k_1 l_1)$  ve  $(h_2 k_2 l_2)$  düzlemlerinin Şekil 2.4'de görüldüğü gibi ortak bir arakesit ekseni vardır. Bu arakesit iki düzleme de aittir. Öyleyse her iki düzleme de paralel olan bu eksen her iki düzlemin indisleri ile ayrı ayrı zon denklemini sağlar.



Şekil 2. 4. İki düzlemin ara kesit doğrusu ve bunların zon ekseni

Buna göre,

$$h_1 u + k_1 v + l_1 w = 0 \quad (2.3)$$

$$h_2 u + k_2 v + l_2 w = 0 \quad (2.4)$$

olmalıdır. 2.3 ve 2.4 ile verilen denklemlerden  $u$ ,  $v$  ve  $w$  'nin çözümü  $(h_1 k_1 l_1) \times (h_2 k_2 l_2)$  vektörel çarpımına uygun şekilde, determinant formunda yazılarak bulunabilir.

$$\frac{u}{\begin{vmatrix} k_1 & l_1 \\ k_2 & l_2 \end{vmatrix}} = \frac{v}{\begin{vmatrix} l_1 & h_1 \\ l_2 & h_2 \end{vmatrix}} = \frac{w}{\begin{vmatrix} h_1 & k_1 \\ h_2 & k_2 \end{vmatrix}} \quad (2.5)$$

yazıldığında  $u$ ,  $v$  ve  $w$  için,

$$u = \begin{vmatrix} k_1 & l_1 \\ k_2 & l_2 \end{vmatrix} = k_1 l_2 - l_1 k_2 \quad (2.6)$$

$$v = \begin{vmatrix} l_1 & h_1 \\ l_2 & h_2 \end{vmatrix} = l_1 h_2 - h_1 l_2 \quad (2.7)$$

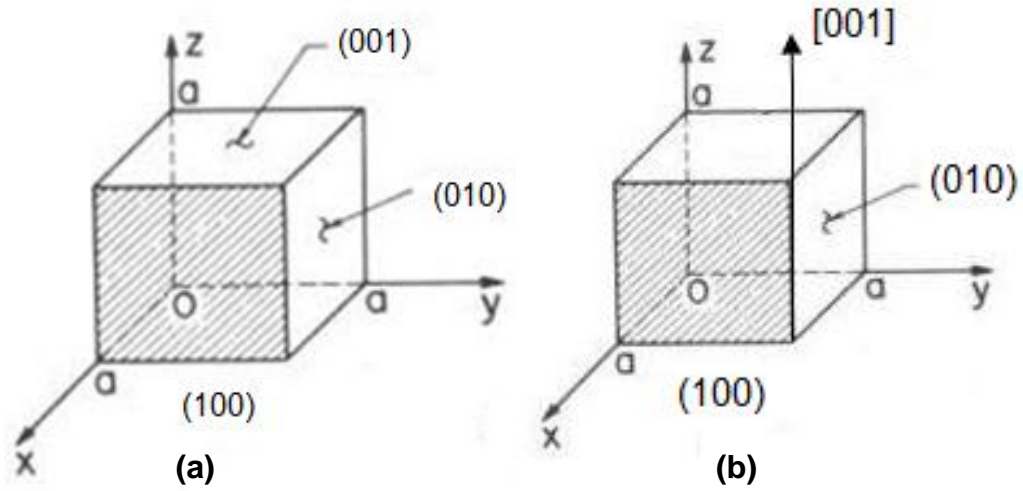
$$w = \begin{vmatrix} h_1 & k_1 \\ h_2 & k_2 \end{vmatrix} = h_1 k_2 - k_1 h_2 \quad (2.8)$$

olur ve böylece birbirine paralel olmayan  $(h_1 \ k_1 \ l_1)$  ve  $(h_2 \ k_2 \ l_2)$  düzlemlerinin zonu

$$[uvw] = [k_1 l_2 - l_1 k_2, l_1 h_2 - h_1 l_2, h_1 k_2 - k_1 h_2] \quad (2.9)$$

ifadesiyle bulunur (37). Şekil 2.5'de kübik yapı için temel düzlemler ve bu temel düzlemlerden (100) ve (010) düzlemlerinin oluşturduğu  $[0 \ 0 \ 1]$  zon eksenini gösterilmiştir.





**Şekil 2. 5.** Kübik yapı için; a) temel düzlemler ve b) (100) ve (010) düzlemlerinin zon eksenini

### 2. 3. Yansıma Koşulları

Paralel bir x-ışınları demeti, bir kristal üzerine gönderildiğinde, kristalin  $(h k l)$  düzlemleri, bu ışınları optik yansıma yasaları ve Bragg yasasına uygun olarak yansıtırlar. Yansımanın olması için gereken diğer bir koşul ise ötelemelerden ileri gelen faz farklarının uygun olmasıdır. Bir  $(h k l)$  düzleminden yansıyan ışın demetinin şiddeti, yapı çarpanının karesi ile orantılıdır. Yapı çarpanı;

$$F_{hkl} = \sum_{j=1}^S f_j e^{-2\pi i(hx_j+ky_j+lz_j)} \quad (2.10)$$

ifadesi ile verilir (1). Burada,  $h, k, l$  yansıtıcı düzlemin Miller indisleri,  $f_j$ , j'nci atomun atomik yapı çarpanı,  $x_j, y_j, z_j$  j'nci atomun birim hücre içindeki koordinatları ve  $S$  ise birim hücrede bulunan atomların toplam sayısını göstermektedir.

$F_{hkl}$  yapı çarpanının sıfır olması halinde uzay örgüsünün izin verdiği bir  $\mathbf{G}$  yansımasında, saçılan ışının şiddeti sıfır olur. Yapı çarpanı uzay örgüsünün

izin verdiği yansımaların bazılarını yok eder. Bu kayıp yansımalar, kristal yapının tanınmasında yardımcı olur.

Yapı çarpanı ifadesinin kullanıldığı bazı örnekler verilirse;

- a) En basit hal,  $x_1 = y_1 = z_1 = 0$  konumunda bir atomun bulunması halidir. Bu durumda yapı çarpanı,  $F_{hkl} = f_1$  olur. Böylece yapı faktörünün karesi  $h, k, l$ 'den bağımsız olduğundan, her yansıma için şiddet aynı olur.
- b) Cisim merkezli kübik (b.c.c.) yapının bazında;  $x_1 = y_1 = z_1 = 0$  ve  $x_2 = y_2 = z_2 = 1/2$  konumlarında özdeş iki atom bulunur.  $(h + k + l) = n$  için;  $n$ , tek sayı olduğunda  $F_{hkl} = 0$  verir. Bu duruma göre, Miller indislerinin toplamı tek sayı veren  $(hkl)$  düzlemlerinden yansıma olmamaktadır.  $n$ , çift tam sayı olduğunda ise,  $F_{hkl} = 2f_1$  olmaktadır. Böylece b.c.c. yapısına sahip bir kristalin kırınım deseninde, (100), (111) veya (221) gibi çizgiler bulunmadığı halde; (200), (110) veya (222) gibi çizgiler bulunmaktadır.
- c) Taban merkezli kübik yapının bazında;  $x_1 = y_1 = z_1 = 0$  ve  $x_2 = y_2 = 1/2, z_2 = 0$  konumlarında özdeş iki atom bulunur.  $h + k$ , daima bir tam sayı olduğundan,  $h$  ve  $k$ 'nin her ikisi birden çift ya da tek ise  $h + k$  daima çift olacaktır. Bu durumda,  $F_{hkl} = 2f_1$  elde edilir. Diğer durumlar ise  $h + k$ 'nin tek olmasına karşılık gelir ve bu durumda  $F_{hkl} = 0$  olur. Görüldüğü gibi  $l$ 'nin yapı çarpanına etkisinin olmadığı açıktır. Buna göre, (111), (112), (113) ve (021), (022), (023) gibi yansımalar için  $h + k$  toplamı çift olduğundan bu yansımalar izinlidir. (011), (012), (013) ve (101), (102), (103) gibi yansımalar için  $h + k$  toplamı tek olduğundan bu yansımalar izinli değildir.
- d) Yüz merkezli kübik (f.c.c.) yapı;  $x_1 = y_1 = z_1 = 0, x_2 = 0, y_2 = z_2 = 1/2, x_3 = z_3 = 1/2, y_3 = 0$  ve  $x_4 = y_4 = 1/2, z_4 = 0$  noktalarında aynı cins dört atoma sahiptir. Buna göre,  $h, k$  ve  $l$  indislerinin hepsi çift veya tek ise, ikili toplamlar daima çift olacağından  $F_{hkl} = 4f_1$  elde edilir.

Bu durumda; (111), (200) ve (220) gibi düzlemlerden yansıma olur.  $k + l$ ,  $h + l$  ve  $h + k$  toplamları tek olursa  $F_{hkl} = 0$  verir. Bu durumda ise, (100), (210), (112) gibi düzlemlerden yansıma olmaz.

Ayrıca, Miller indisleri  $(h k l)$  olan düzlemler arasındaki  $d$  uzaklığı; a, b ve c örgü sabitleri cinsinden yazılabilir. Bu uzaklık, kübik yapı (  $a = b = c$  ) için,

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \quad (2.11)$$

hegzagonal yapı (  $a = b \neq c$  ) için,

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} + \left(\frac{l}{c}\right)^2 \quad (2.12)$$

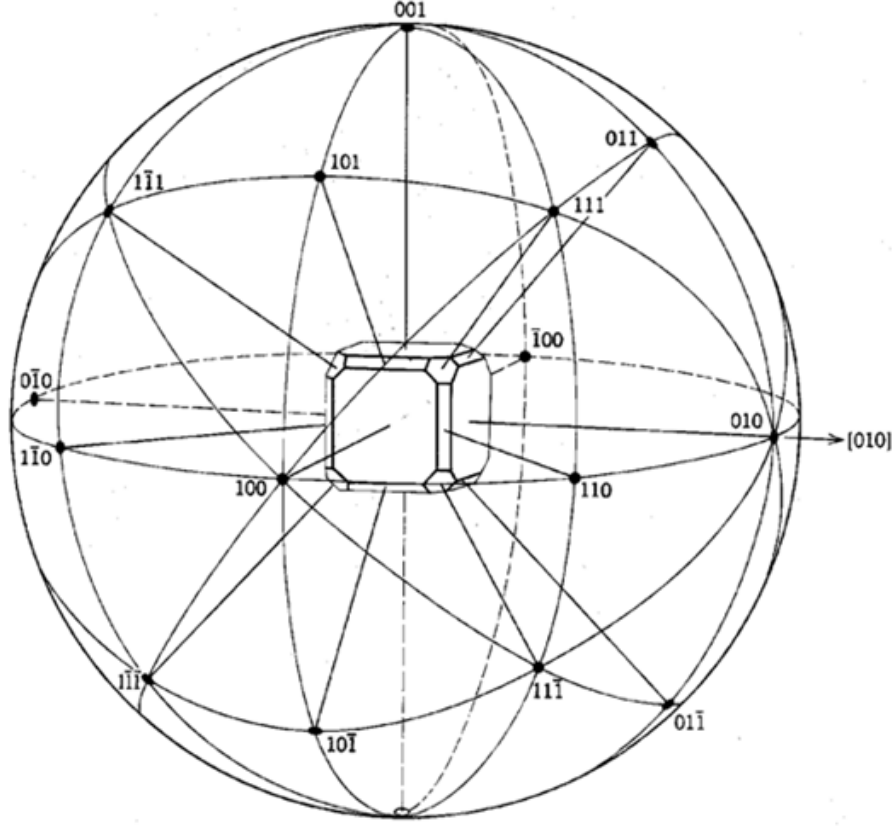
ifadeleri ile verilir.

#### 2. 4. Stereografik İzdüşüm

Uzay içerisinde örgü düzlemleri ve örgü doğrultuları arasındaki bağıntı, kristal geometrisi üzerindeki esas çalışmaları oluşturur. Bunun yanı sıra kristal içerisindeki açısal bağıntılar üzerindeki çalışmalar da önemlidir. İki boyuttaki açısal bağıntıların belirlenmesi, üç boyuttaki açısal bağıntılara geçişte kolaylık sağlar. Küresel izdüşümü üç boyuttan iki boyuta indirmeye stereografik izdüşüm denir. Stereografik izdüşümde verilen açısal bağıntılarla, bir kristalin perspektif çizimi, yüzeylerin ve zon eksenlerinin çizimi kolayca yapılabilir ve bunlar birbirleriyle kolayca karşılaştırılabilir (37).

Kürenin merkezinde bulunan bir kristalin her bir yüzeyinden çıkarılan normallerin küre yüzeyini kestiği noktalar o düzlemi temsil eder. Bu şekilde kristalin bütün yüzeylerinin normalleri çizildiğinde, bu normallerin küre

yüzeyini kesim noktaları kristalin yeni bir temsilini verir. Bu temsile küresel izdüşüm adı verilir. Şekil 2.6'da bir kristalin küresel izdüşümü gösterilmiştir.

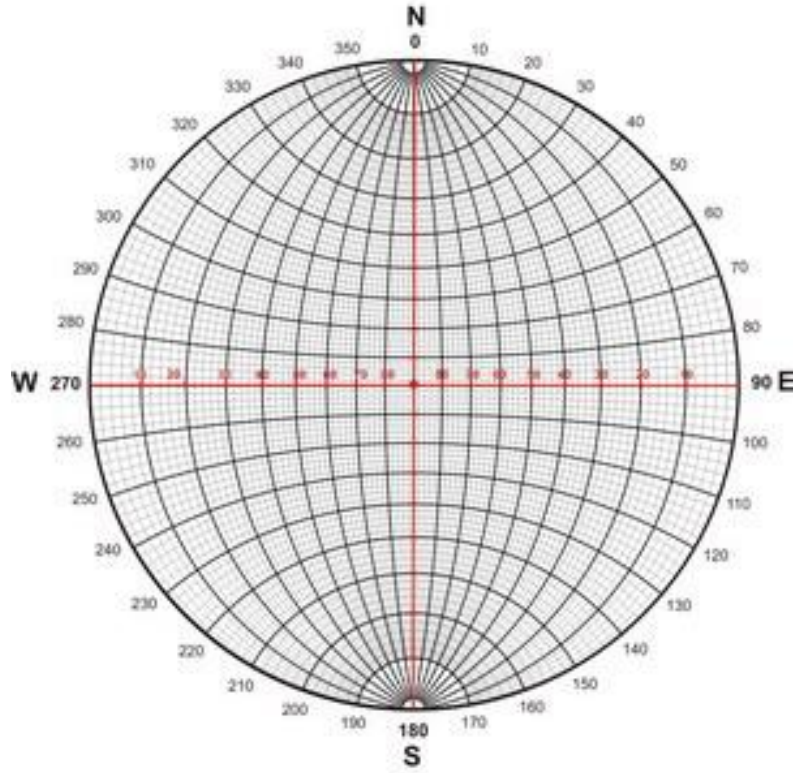


**Şekil 2. 6.** Bir kristalin küresel izdüşümü (38)

Küre yüzeyindeki bütün kesim noktalarının bulunmasından sonra, Şekil 2.7'de görüldüğü gibi, kristal küreden çıkarılır ve küre ekvatorundan bir düzlem geçirilir. Bu düzlem izdüşüm düzlemi olup, küreyi kuzey ve güney yarım kürelere böler. Kuzey yarım küredeki bütün kesim noktaları birer doğru yardımıyla güney kutbu ile birleştirilerek, Şekil 2.7'de gösterildiği gibi bu doğruların izdüşüm düzlemini kestiği noktalar işaretlenir. Böylece, elde edilen bu noktalar artık kendisine ait oldukları düzlemin stereografik izdüşümleri olarak gösterilmiş olurlar (Şekil 2. 8).



Stereografik izdüşüm, izdüşüm düzlemlerine dik eksenlerin simetri özelliklerini korur. İki düzlem arasındaki açı, bu düzlemlerin normalleri arasındaki açıya eşit olduğundan kutup konumları bu düzlemler arasındaki açıyı elde etmek için kullanılabilir. Bunun için, güney yarım küredeki kutuplar da işaretlenip, aynı şekilde kuzey kutbu ile birleştirilirse düzlemler arasındaki açılar Şekil 2.9'da görülen ikişer derecelik açı aralıklarına sahip Wulff ağı yardımıyla okunabilir ve bunun yardımıyla bilinen yüzeyler stereografik izdüşüm üzerinde işaretlenebilir.



**Şekil 2. 9.** Wulff ağı (37)

## **2. 5. Austenite–Martensite Faz Dönüşümleri**

Metalik sistemlerdeki faz dönüşümleri, çekirdeklenme ve büyüme dönüşümleri ile martensitik dönüşümler olmak üzere iki grupta incelenir. Çekirdeklenme ve büyüme dönüşümlerinde termal uyarma ve yayılma çok

önemlidir. Bu dönüşümler sabit bir sıcaklıkta meydana geldikleri için izotermal özellik gösterirler (39). Metal ve metal alaşımları, atomların yayılmalı (difüzyonlu) bir oluşumla yer değiştiremeyecekleri kadar hızlı soğutulup veya ısıtıldıklarında yayılmasız yani difüzyonsuz faz dönüşümü gösterir. Bu dönüşüm esnasında dönüşmüş ve dönüşmemiş bölgelerin kimyasal bileşimleri değişmez, sadece kristal yapıları değişir (40). Bu tür dönüşüm, **martensitik dönüşüm** olarak adlandırılır. Malzemeye, büyüklüğü, malzemenin kristalografik özelliklerine göre değişen belirli fiziksel etkiler uygulanırsa faz dönüşümü meydana gelir. Dışarıdan uygulanan fiziksel etkiler, austenite (ana faz) ve martensite (ürün faz) fazlar arasındaki serbest enerji farkını ortaya çıkarır. Fazlar arasındaki bu enerji farkı ise martensitik dönüşümün meydana gelmesine sebep olur (7,39). Martensitik dönüşümler, difüzyonsuz dönüşümlerdir ve yalnız katı fazdaki maddelerde gözlenir.

Çeşitli araştırmacılar, martensitik dönüşüm hakkında farklı tanımlamalar yapmıştır:

Kaufman ve Cohen'e (40) göre, martensitik dönüşüm, dönüşüme uğrayan bölgedeki atomların bir zorlanma altında topluca hareket ettikleri bir yer değiştirme reaksiyonudur.

Christian (39), martensitik dönüşümü, basit oluşum mekanizması nedeniyle, atomik difüzyonun gerekmediği ancak serbest enerjideki azalma ile gerçekleşen hızlı bir yeni oluşum olarak tanımlar.

Clark ve Wayman (41), dönüşümü, uzun-düzende atomik yer değişimlerinin olmadığı, belirli kristalografik sistemlerde oluşan ve ikizlenme gibi iç uyum bozukluklarına yol açan bir yapılanma olarak tanımlar.

Nishiyama (5), martensitik dönüşümü, atomların topluca hareket edebildikleri bir faz geçişi olarak tanımlar.

Cohen, Olson ve Clapp (42), martensitik dönüşümü, kristal örgü yapısının bozulmasına sebep olan difüzyonsuz şekil değişiminin meydana getirdiği bir dönüşüm olarak tanımlar.

Durlu (12), martensitik dönüşümü, bir atom takımının şekil değişimi ortaya çıkaracak şekilde, bir ara yüz boyunca topluca hareketi ile oluşan bir faz geçişi olarak tanımlar.

## **2. 6. Martensitik Dönüşümlerin Genel Özellikleri**

### **2. 6. 1. Austenite Fazın Kararlılığı**

Genel olarak, martensitik dönüşümün başlaması, gelişimi ve diğer özellikleri kimyasal ve kimyasal olmayan serbest enerji ile kontrol edilir. Kimyasal serbest enerji, alaşımın kompozisyonuna ve kristal yapı aynı kalmak şartıyla ara yer atomlarının tekrar düzenlenmesine bağlıdır. Bu etkiler, sistemin entalpi ve entropisini değiştirir. Kimyasal serbest enerjinin bağlı olduğu diğer bir etken de sıkışma ve germe şeklindeki iç zordur. Austenite ve martensite fazlar arasındaki kimyasal serbest enerji farkı, sürücü kuvveti oluşturur ve kimyasal olmayan serbest enerjiye dönüşür. Dönüşüm meydana gelirken ortaya çıkan bu enerji; örgü kusurları enerjisi ve austenite ve martensite fazlar arasındaki ara yüz enerjisi olarak ortaya çıkar (5).

Ana faz içinde boşlukların artması, uygun çekirdeklenme yerlerini artırarak fazın daha az kararlı olmasını sağlar. Aynı zamanda tane sınırları ve diğer örgü kusurları da çekirdeklenme noktaları olarak davranırlar. Bu durum ana fazın kararsız yapıda olmasını sağlar. Bu kusurlar, tane sınırları içinde dönüşümü engelleyerek alaşımın austenite fazda kalmasını sağlar (43).

Genel olarak, austenite fazdan martensite faza dönüşümü engelleme işlemine austenite fazın kararlılığı denir. Numune belirli bir zaman aralığında, belli bir sıcaklıkta belli oranda soğutulursa ve daha sonra tekrar soğutma



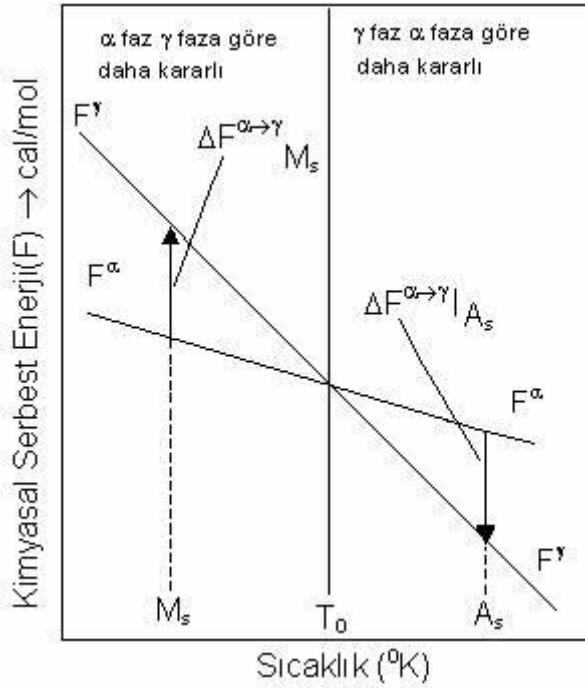
işlemi uygulanırsa, dönüşüm aniden başlamaz. Sonradan uygulanan bütün sıcaklıklardaki dönüşüm oranı, direk soğutma ile oluşan dönüşüm oranından daha azdır. Yani belirli sıcaklık değerlerinde madde kararlı durumdadır. Kararlılığın derecesi, numunenin o sıcaklıkta ne kadar süre ile bekletildiğine bağlı olarak değişir. Soğutma hızı ve dönüşüm miktarı değişkenleri de kararlılığa katılır. Genel olmamakla birlikte, martensite dönüşüm sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda austenite fazın kararlılığından söz edilmez (5,39).

## 2. 6. 2. Austenite–Martensite Faz Dönüşümlerinin Kinetik Özellikleri

Faz, bir bütün içerisinde herhangi bir maddenin makroskopik anlamda homojen olarak bulunduğu bir termodinamik denge halidir. Termodinamik olarak dengede olan metal ve metal alaşımlarında yapıyı oluşturan atom ve moleküllerin tamamı termodinamik sistemi meydana getirir. Böyle bir sistem, çevreden yalıtılarak kendi iç şartları içinde yeteri kadar bekletilirse, kararlı bir hale gelir ki, bu duruma **denge hali** adı verilir. Termal etki sonucunda, austenite ve martensite fazların termodinamik olarak dengede bulunduğu sıcaklık, denge sıcaklığı ( $T_0$ ) olarak tanımlanır. Austenite fazdan martensite faza dönüşümün başladığı sıcaklık, martensite başlama sıcaklığı ( $M_s$ ) ve martensite faz dönüşümün tamamlandığı sıcaklık ise martensite dönüşümünün bitme sıcaklığı ( $M_f$ ) olarak tanımlanır. Martensite fazın austenite faza tekrar dönüştüğü sıcaklık, austenite başlama sıcaklığıdır ( $A_s$ ). Austenite fazdan martensite faza dönüşüm sıcaklığı, alaşımın kompozisyonuna ve daha önce uygulanan fiziksel etkilere bağlı olarak değişir.  $M_s$  sıcaklığında kendiliğinden soğumaya bırakılmış numunedeki dönüşüm miktarı, sıcaklık değiştirilmesi ile oluşturulan dönüşüm miktarından daha azdır. Bazı alaşımlarda, alaşımı oluşturan elementlerin alaşımdaki miktarları değiştikçe  $M_s$  ve  $M_f$  sıcaklık değerlerinin değiştiği deneysel olarak gözlenmiştir (39,44).

$M_s$  ve  $M_f$  sıcaklıkları DSC (Differential Scanning Calorimetry) ile tespit edilmektedir. Şekil 2.10'da görüldüğü gibi austenite fazdan martensite faza

geçiş  $T_0$  denge sıcaklığına göre değişmektedir.  $M_s$  sıcaklığı  $T_0$  sıcaklığından daha düşük bir değere sahiptir. Dönüşüm  $M_s$ – $M_f$  sıcaklık aralığında gerçekleşir.  $(T_0 - M_s)$  arasındaki sıcaklık farkı ve  $\Delta F$  kimyasal serbest enerji değişimi, dönüşümü oluşturacak sürücü kuvveti açığa çıkarır (39,40).



**Şekil 2. 10.** Austenite ( $\gamma$ ) ve martensite ( $\alpha$ ) fazların serbest enerjilerinin sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi (40)

Bir alaşım içinde bulunan her faz, sıcaklığa ve alaşımın kompozisyonuna bağlı bir serbest enerjiye sahiptir. Sabit bileşimli bir alaşım için kimyasal serbest enerjinin sıcaklığa bağlı grafiği Şekil 2.10'da verilmiştir. Kimyasal serbest enerji değişimi

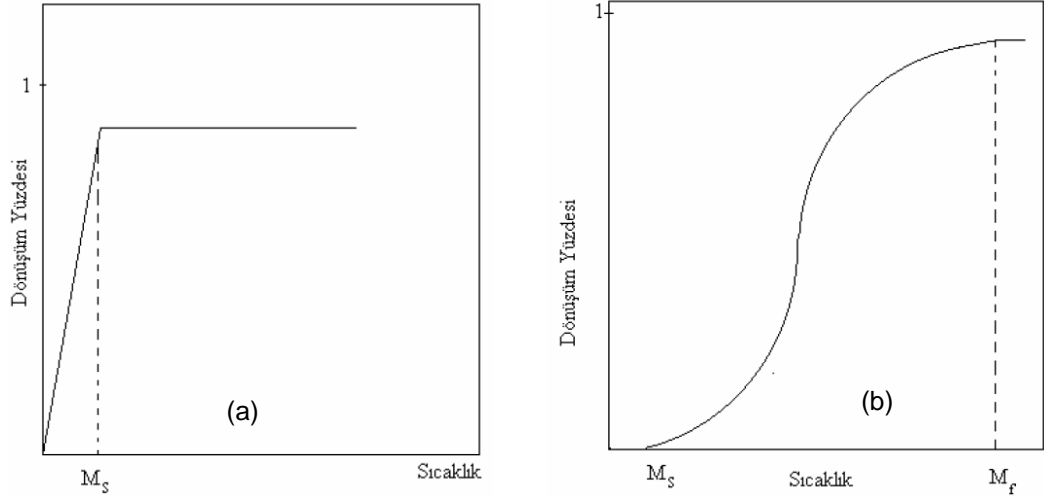
$$\Delta F^{\alpha - \gamma} = F^\gamma - F^\alpha \quad (2.13)$$

olarak verilir. Eşitlik 2.13'de  $F^\alpha$  ürün fazın,  $F^\gamma$  ise ana fazın kimyasal serbest enerjilerini temsil etmektedir.  $T_0$  sıcaklığında iki fazın, kimyasal serbest enerjileri eşittir (40).

Termodinamik etkiler ile oluşan martensite dönüşümün başlayabilmesi için austenite kristalinin sıcaklığı, austenite ve martensite kristallerin kararlı buldukları denge sıcaklığının ( $T_0$ ) altına düşürülmelidir. Kristal yapı, yüksek sıcaklıklardaki kararlı durumdan, daha düşük sıcaklıklardaki kararlı duruma geçer. Böylece austenite fazdan martensite faza dönüşüm gerçekleşmiş olur (40,45).

Dönüşümün atermal veya izotermal olması alaşımın kimyasal bileşimine bağlıdır. Martensitik dönüşüm, zamana bağlı olmayıp sadece sıcaklığa bağlı olarak gerçekleşirse **atermal dönüşüm**, hem zamana hem de sıcaklığa bağlı olarak gerçekleşirse **izotermal dönüşüm** olarak adlandırılır. Şekil 2. 11.a' da atermal dönüşümün zamanla değişimi Şekil 2.11.b'de ise izotermal dönüşümün zamanla değişimi görülmektedir.

Austenite-Martensite faz dönüşümleri genellikle, çok kısa bir zaman aralığı içinde patlama şeklinde ve atermal olarak meydana gelir (46). Martensite yapının oluşmaya başladığı sıcaklıktan daha düşük sıcaklıklarda patlama şeklinde yeni martensiteler oluşabilir, ancak bir kez oluşan martensite'ler düşük sıcaklıklarda hacimce bir büyüme göstermez (5,40). Bunshah ve Mehl (47), Fe ve Fe alaşımlarında ısıl etki ile oluşan atermal özellikli martensite kristallerinin  $10^{-7}$  sn gibi bir zamanda ortaya çıktığını ölçmüşlerdir.



**Şekil 2. 11.** a) Atermal dönüşüm için dönüşüm yüzdesinin zamanla değişimi, b) İzotermal dönüşüm için dönüşüm yüzdesinin zamanla değişimi

Az sayıda olmakla beraber bazı alaşımlarda da martensite'lerin oluşumu izotermal ve gözle görülebilecek kadar yavaş olabilir. Bu tür dönüşümlerde  $M_s$  sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda yeni martensite kristalleri oluşabileceği gibi, daha önceden oluşmuş martensite tabakaları genişleyip büyüyebilir (12,48). İzotermal reaksiyonlar Fe-C-Mg, Fe-Ni-Mn gibi alaşımlarda gözlenmiştir (48,49).

Atermal reaksiyonların varlığı izotermal reaksiyonların varlığını etkilememektedir. Bazı demir alaşımlarında, atermal ve izotermal tipi martensitik dönüşümlerin her ikisi birden meydana gelebilir.

### 2. 6. 3. Martensitik Dönüşümlerin Tersinir Olma Özelliği

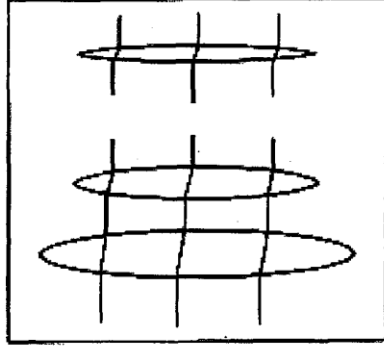
Martensitik dönüşümler belirli fiziksel şartlar altında tersinir olma özelliği gösterirler. Termal yolla gerçekleşen martensite faz dönüşümlerinde kristalin soğutulması sırasında elektriksel dirençte ani değişme gözlenir. Bu değişme,  $M_s$  sıcaklığında başlar. Dönüşüm tamamlandıktan sonra tersinir dönüşümün

başlayabilmesi için kristale ısı vermek gerekir. Bu işlem sırasında austenite başlama sıcaklığına karşılık gelen kritik sıcaklıkta elektriksel dirençte ani bir değişme gözlenir ve işleme devam edilirse austenite faza geri dönüşüm tamamlanır (5,50).

Martensitik reaksiyonlar, sıcaklık değişimi ile tersinir özellik gösterir ve bu tür martensite'ler **termoelastik martensite** olarak isimlendirilirler. Bu tip dönüşümlerde, martensite kristalinin büyümesi ve küçülmesi, ısısal ve elastik etkiler arasında bir denge altında olur.

Bazı alaşımlarda dış zorun etkisi ile oluşturulan martensitelerin de tersinir özellik gösterdikleri bulunmuştur. Bu tür martensite'ler **elastik martensite** olarak adlandırılırlar (51,52). Bu tip martensite oluşumu özellikle şekil hatırlama olayında büyük rol oynar.

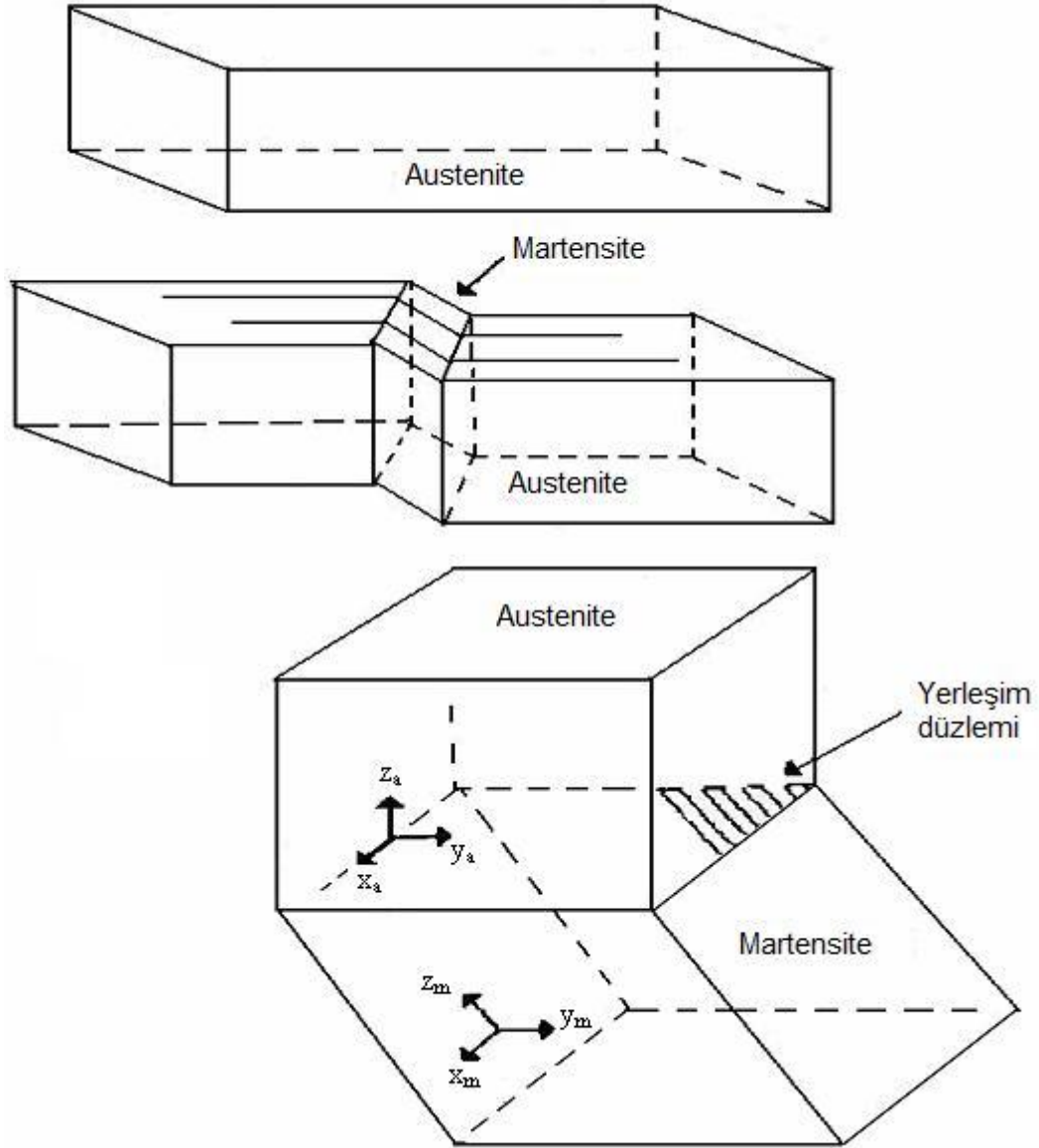
Fe bazlı alaşımlarda görülen f.c.c. → h.c.p. türü martensitik faz dönüşümü ( $\epsilon$ -martensite) sonucunda ince plakalar meydana gelir. Bu tip austenite–martensite faz dönüşümünde ara yüz enerjisinin çok düşük olması şekil hatırlama için etkilidir. h.c.p. martensite, austenite yapının  $\{111\}_\gamma$  düzlemleri üzerinde oluşur ve ara yüzde mükemmel yakın bir koherent yapı oluşur. Bu durumda dönüşüm sistemi, Şekil 2.12'de gösterildiği gibi çok ince martensite tabakalarına bir dış kuvvet etki ettiği zaman şekil hatırlama meydana gelir ve termal etki ile oluşan bu ince tabakalar ilk şekillerine geri dönerler. Buna rağmen geri dönüşüm biçimi, austenite–martensite ara yüzeyindeki geri dönüşüm hareketi ile meydana gelir. Özellikle Fe–Mn–Si bazlı alaşımlarda dönüşümün tersinir olması bu şekilde ifade edilmektedir (13,18).



**Şekil 2. 12.** f.c.c. → h.c.p dönüşümünde birbirini takip eden ince martensite plakalarının oluşumu (17)

#### 2. 6. 4. Martensite Faz Dönüşümlerinin Yapısal ve Kristalografik Özellikleri

Martensitik dönüşümlerde atomlar komşuluklarını koruyarak yer değiştirirken, bu bölge kristalografik olarak, bir yapıdan başka bir yapıya geçer. Yapının değişmesi ile austenite–martensite yapılar arasında kristalografik **dönme bağımlılığı** (orientation relationship) ortaya çıkar. Bir martensitik dönüşümde, bozulmamış olarak kalan ve ana faz ile ürün fazı ayıran bir düzlem mevcuttur. Bu düzleme yerleşim düzlemi (habit plane) adı verilir. Şekil 2. 13' de görüldüğü gibi yerleşim düzlemi değişmez bir düzlemdir ve bu düzlem üzerindeki doğrultular bozulmamıştır. Dönüşümden sonra meydana gelen makroskobik değişme kristalin dış yüzeyinden de kolayca gözlenebilir (5,53,54).

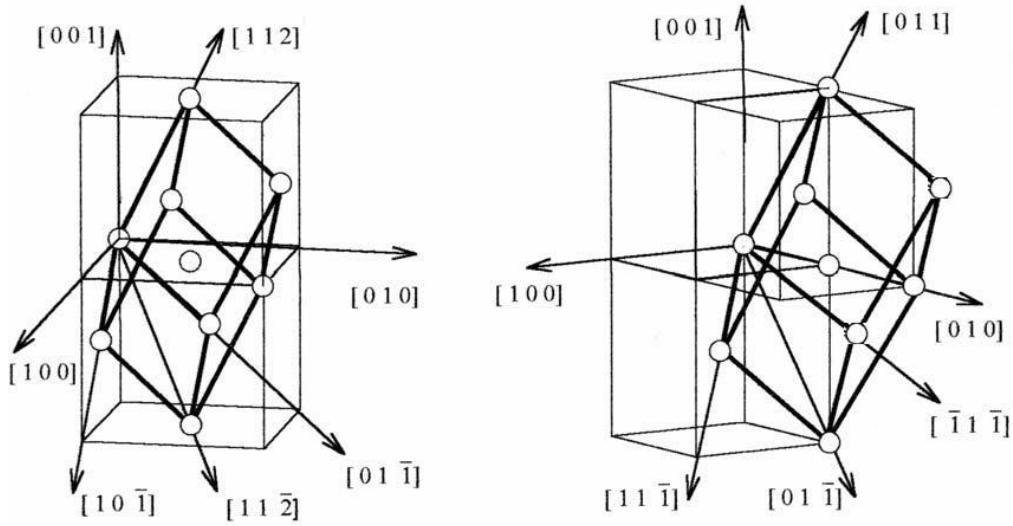


**Şekil 2. 13.** Austenite kristalinde ortaya çıkan martensite yerleşim düzlemi

Bir kristalografik yapıdan diğerine dönüşme şeklinde gerçekleşen martensite faz dönüşümleri, genel olarak yüzey merkezli kübik (f.c.c.) yapıdan hacim merkezli (b.c.c. veya b.c.t.) veya sıkı paketlenmiş hekzagonal (h.c.p.) yapıya ya da b.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşme şeklindedir. Bu dönüşümlerden en çok bilinen genel olarak, Fe bazlı alaşımlarda görülen f.c.c.  $\rightarrow$  b.c.c. dönüşümü olup, bu tip bir dönüşüm kristalografik olarak kesme (shear) mekanizması ile gerçekleşir. Yani dönüşüm sonucunda ana ve ürün kristal

yapıların bazı düzlem ve doğrultuları arasında belirli açılar gözlenir ve ilişki kristalografik dönme bağıntısının ortaya çıkmasına sebep olur (5,9-11).

Deneysel gözlemlerle ortaya çıkarılan dönme bağımlılığı dikkate alınarak, austenite yapıdan martensite yapıya dönüşüm olayını kesme mekanizması ile açıklayabilmek için Şekil 2.14'de görüldüğü gibi f.c.c. ve b.c.c. kristal yapılarının örgü uyumlarını göz önüne almak gerekir. Bu yapılar arasındaki kristalografik dönme bağımlılığı dikkate alındığında, bir yapıdan diğer yapıya olan dönüşüm, yapıların birim örgü hücresinde bulunan atomların küçük yer değiştirmeleri ile gerçekleşir.



**Şekil 2. 14.** a) f.c.c. kristal yapı, b) b.c.c. kristal yapı

Martensitik dönüşümün gerçekleşmesi için, f.c.c. yapının sıkı paketlenmiş düzlemlerine Şekil 2.15' de görüldüğü gibi, uygulanacak küçük bir kesme bu iş için yeterlidir. Kurdjumov-Sachs tarafından önerilen kristalografik dönme bağıntısına göre, austenite yapının  $\{111\}_\gamma$  düzleminde  $\langle 110 \rangle_\gamma$  doğrultusu boyunca bir kesme (ikizlenme veya kayma) ile Nishiyama tarafından önerilen bağıntıya göre ise,  $\{111\}_\gamma$  düzleminde  $\langle 11\bar{2} \rangle_\gamma$  doğrultusu boyunca bir kesme ile dönüşümün gerçekleşebileceği öngörülmüştür. Bu modeller her ne





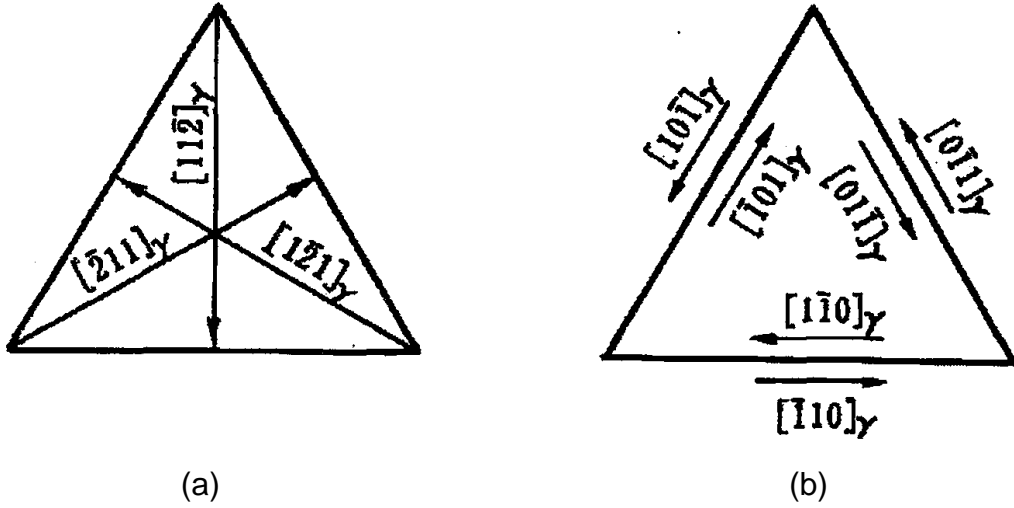
Fe–Ni alaşımlarındaki dönme bağımlılığı ise Nishiyama dönme bağımlılığı (N) olarak bilinir ve

$$(111)_\gamma \parallel (011)_\alpha ,$$

$$[\bar{1} \bar{1} 2]_\gamma \parallel [0 \bar{1} 1]_\alpha$$

şeklinde verilir (17).

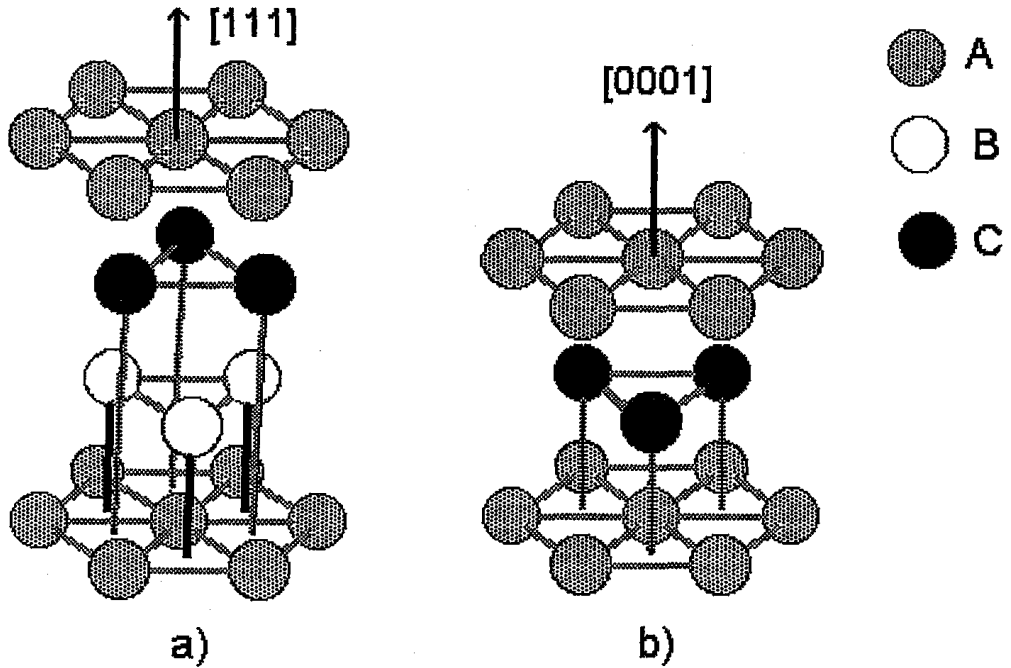
Nishiyama dönme bağımlılığında  $(111)_\gamma$  düzlemi en az dört düzlemden birisine paralellik gösterir. Şekil 2.16.a'da gösterildiği gibi, bir düzlemde en az üç doğrultu seçilebilir. Böylelikle  $\alpha$  kristal yapısı  $\gamma$  kristal yapısı içinde 12 farklı yönelime sahip olabilir (5,56). Kurdjumov-Sachs dönme bağımlılığında ise dört çeşit düzlem kıyaslanabilir. Fakat bir  $(111)_\gamma$  düzleminde Şekil 2.16.b'de gösterildiği gibi eşdeğer altı kayma doğrultusu yer alır. Oluşan bu üç çift kayma doğrultularında, çiftleri oluşturan kayma doğrultuları birbirine zıttır.



**Şekil 2. 16.**  $(111)_\gamma$  düzlemindeki kesme doğrultuları

a) Nishiyama bağımlılığı, b) Kurdjumov-Sachs bağımlılığı (56)

Martensitik dönüşümlerde bir başka kristalografik tür de f.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşüm şeklinde gerçekleşir. f.c.c. → h.c.p. türü martensite faz dönüşümü ( $\epsilon$ -martensite), ana faz austenite yapı içindeki sıkı paket düzlemlerinin yerleşimi ile yakından ilişkilidir. Dönüşümü daha kolay açıklayabilmek için f.c.c. ve h.c.p. yapılar arasındaki ilişki incelenir. f.c.c. ve h.c.p. yapılar sıkı paketlenmiş düzlemlerden meydana gelir ve bu iki yapının sıkı paketlenmiş düzlem ve doğrultuları birbirine paralel olarak yerleşir (56). Şekil 2.17’de görüldüğü gibi f.c.c. yapının sıkı paket düzlemleri olan  $\{111\}$  düzlemlerindeki atomları sırasıyla A, B, C, D, ... olarak tanımlarsak D tabakasındaki atomlar A tabakasındaki atomlarla özdeştir. Böylece f.c.c. yapıda kristalleşen bir kristal için yapının  $\{111\}$  düzlemlerinin tabaka sıralanışının ABCABC . . . şeklinde olduğu görülür.

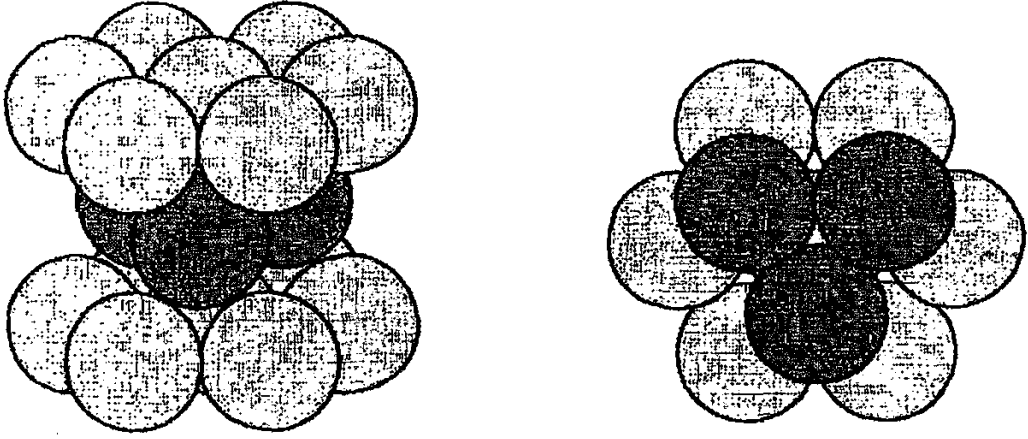


**Şekil 2. 17.** a) f.c.c. yapının  $\langle 111 \rangle_{f.c.c.}$  doğrultusunun, b) h.c.p. yapının  $\langle 0001 \rangle_{h.c.p.}$  doğrultusuna paralel olacak şekilde gösterimi (17)

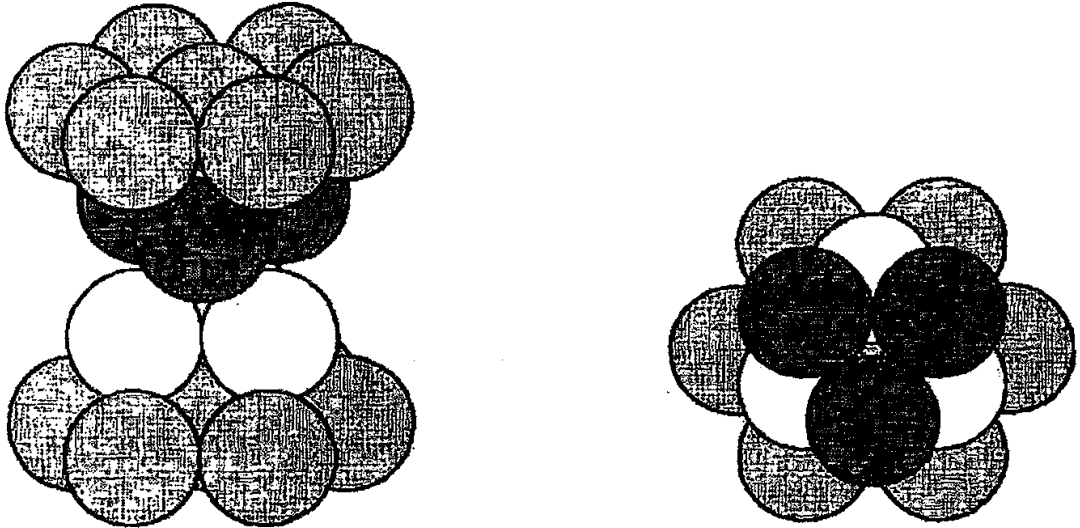
f.c.c. hücresinin  $\langle 111 \rangle$  doğrultusu, h.c.p. hücresinin  $\langle 0001 \rangle$  doğrultusuna paralel olacak şekilde gösterimi Şekil 2.17’de verilmiştir. Hekzagonal sıkı

paketlenmiş bir metalde ikinci tabaka üzerindeki atomlar, birinci tabakadaki boşlukların üzerinde ve üçüncü tabakadaki atomlar ise birinci tabakadaki atomların üzerindedir.

Hegzagonal bir yapıda ardışık tabakaların yığılma sırası, ACACAC... şeklinde gösterilir. f.c.c. ve h.c.p. yapıların her ikisi de sıkı paketlenmiş yapı olup aralarındaki tek fark tabakaların yığılma sırasıdır. Şekil 2.18 ve 2.19'da h.c.p. ve sıkı paketlenmiş f.c.c. yapılarda atomların yığılma sırası gösterilmiştir.



**Şekil 2. 18.** h.c.p. kristal yapının şematik gösterimi



**Şekil 2. 19.** Sıkı paketlenmiş f.c.c. kristal yapının şematik gösterimi

$\epsilon$ -türü martensite ilk olarak kobalt metalinde, yüksek sıcaklıktaki f.c.c. yapının yavaş soğutulmasıyla h.c.p. yapıya dönüşümü sırasında gözlenmiştir (5).  $\epsilon$ -türü martensite ile austenite yapı olan f.c.c. arasındaki dönme bağımlılığı,

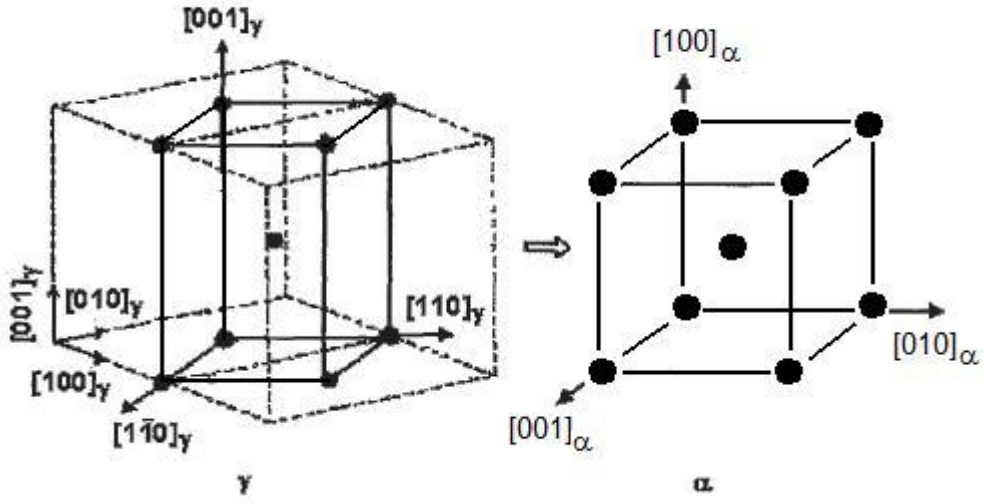
$$(111)_{f.c.c.} \parallel (0001)_{h.c.p.}$$

$$[11\bar{2}]_{f.c.c.} \parallel [1\bar{1}00]_{h.c.p.} \text{ veya } [1\bar{1}0]_{f.c.c.} \parallel [11\bar{2}0]_{h.c.p.}$$

olarak verilir ve Shoji–Nishiyama (S-N) dönme bağımlılığı olarak isimlendirilir (5).

## 2. 6. 5. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri

Martensitik dönüşüm, katı içerisinde  $10^{-7}$  sn gibi çok kısa bir sürede meydana geldiğinden oluşum sırasında gözlenemez. Bu nedenle dönüşümün kristalografisi ancak dönüşüm öncesi ve sonrası iki faza ait kristalografik yapılar incelenerek ortaya konabilir. Martensitik faz dönüşümlerinde, atomların komşuluklarını koruyarak, bir kristal yapıdan diğerine nasıl geçebileceği konusundaki ilk kristalografik model 1924 yılında Bain (57) tarafından ortaya konulmuştur. Bain, ortaya koyduğu bu modelde martensitik dönüşüm sırasında kristal örgünün belli bir deformasyona uğradığını savunmuştur. Bu modele göre, f.c.c. kristal yapıya sahip atomlar komşuluklarını koruyarak atomlar arası uzaklıkların değişmesi ile b.c.c. veya b.c.t. yapıya geçebilir (Şekil 2.20).



**Şekil 2. 20.** Bain Dönüşümü

Böyle bir dönüşüm, f.c.c. örgünün ana eksenlerinden biri boyunca  $([001]_\gamma)$  yaklaşık olarak %20'lik bir büzülme ve bu eksene dik diğer iki eksen boyunca yaklaşık %12'lik bir uzamayla meydana gelir.

f.c.c. yapıdan b.c.c. veya b.c.t. yapıya olan dönüşüm *Bain Bozulması* olarak isimlendirilir. Bain bozulmasını dikkate alarak, ilk örgü noktaları ile dönüşümden sonraki örgü noktası arasındaki uyuma ise *Bain Uyumu* denir. b.c.c. yapıdaki örgü vektörü,  $[x_1, x_2, x_3]_b$  ve f.c.c. yapıdaki örgü vektörü ise  $[x_1, x_2, x_3]_f$  olarak verilir. Bain uyumuna göre örgü vektörü bileşenleri,

$$(x_1)_b \sim (x_1 - x_2)_f, (x_2)_b \sim (x_1 + x_2)_f, (x_3)_b \sim (x_3)_f \quad (2.14)$$

olarak ifade edilir. Bu ifade matris formunda yazılırsa,

$$\begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_b = \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_f \quad (2.15)$$

veya tersi

$$\begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_f = \frac{1}{2} \begin{bmatrix} 1 & 1 & 0 \\ \bar{1} & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_b \quad (2.16)$$

olarak, örgü düzlemleri arasındaki uyum ise

$$(h_1 \ h_2 \ h_3)_b = (h_1 \ h_2 \ h_3)_f \frac{1}{2} \begin{bmatrix} 1 & 1 & 0 \\ \bar{1} & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{bmatrix} \quad (2.17)$$

veya tersi

$$(h_1 \ h_2 \ h_3)_f = (h_1 \ h_2 \ h_3)_b \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (2.18)$$

şeklinde yazılır. Buradaki kare matrisler *Bain Uyum Matrisleri* olarak isimlendirilir (5).

Martensitik dönüşüm kristalografisi üzerine geliştirilen teorilerin çıkış noktasını değişmez düzlem zorlanması oluşturmuştur. Çünkü dönüşüme ait kristalografik özellikler ancak değişmez düzlem zorlanması ile açıklanabilmiştir. Kristalografik teoriler, değişmez düzlem zorlanmasını baz alarak yönelim bağıntıları, yerleşim düzlemleri, şekil değişimi ve diğer dönüşüm karakteristiklerini açıklamışlardır (58,59).

Kristalografik teoriler, faz dönüşümü sırasında ortaya çıkan şekil bozulmasını açıklarken, önce homojen bir örgü zorlanmasını, sonra da kristal örgüyü bozmadan oluşan heterojen özellikli bir zorlanmanın varlığını kabul ederler. Ana fazın f.c.c. kristal birim hücrelerini b.c.c. birim hücrelerine dönüştüren Bain Zorlanması (homojen zorlanma) kristal yapıda bozulmamış düzlem ve doğrultu bırakmaz. Gözlemler değişmez bir ara yüzün var olduğunu gösterdiği için bu durumun ikinci bir zorlanma ile gerçekleştirilmiş olması beklenir. Bu ikinci zorlanma, ikizlenme (twinning) veya kayma (slip) gibi birim hücreyi bozmadan hacimsel bir yapı bozukluğu oluşturabilen etkilerdir.

Mikroskopik çalışmalar bu tür oluşumların varlığını göstermektedir, ancak martensitik faz dönüşümünde meydana gelen kayma, ikizlenme kusurları, yığılma kusurları ve dislokasyonlar gibi örgü kusurları arasındaki ilişki tam olarak açıklanamamıştır (5,12).

Bain modeli, dönüşüm kristalografisi üzerine yapılan araştırmaların başlangıcını oluşturmakla beraber bu model, dönüşümü tam olarak açıklayamamıştır. Daha sonra martensitik dönüşümlerin geometrik özelliklerinden ayrıntılı atomik yer değiştirmeleri ve yer değiştirmelerin meydana geliş mekanizmasını açıklamaya çalışan değişik çalışmalar yapılmıştır (60-62). “Klasik” veya “tek bozulmalı” teoriler şeklinde de tanımlanan kristalografik martensite teorileri Wechsler-Lieberman-Read (WLR) (60) ile Bowles-Mackenzie (BM) (61,62) tarafından geliştirilmiştir. Bu teoriler, austenite-martensite faz dönüşümü tamamlandıktan sonra, iki kristal yapı arasında dönme ve bozulmaya uğramamış bir düzlemin bulunacağını varsayarlar. WLR ve BM teorileri, austenite ve martensite kristal eksenleri arasındaki dönme bağımlılığının ve gözlenen makroskopik bozulmaların hesaplanmasını mümkün kılar. Bu hesaplamalar için gerekli olan sadece austenite ve martensite fazların örgü sabitleridir.

WLR teorisi,

$$\mathbf{F} = \mathbf{R} \mathbf{B} \mathbf{S} \quad (2.19)$$

eşitliği ile verilir. Eşitlik 2.19’da  $\mathbf{F}$ , toplam şekil deformasyonunu (shape strain),  $\mathbf{B}$ , Bain zorlanmasını,  $\mathbf{S}$ , sabit kesme zorlanmasını ve  $\mathbf{R}$  de katı cisim dönmesini temsil etmektedir.  $\mathbf{R}$ ,  $\mathbf{B}$ , ve  $\mathbf{F}$  3x3 tipinde matrislerdir (60).

BM teorisi, mekanizma olarak WLR teorisine benzer ve

$$\mathbf{F} \mathbf{C} = \mathbf{R} \mathbf{B} \quad (2.20)$$



eşitliği ile verilir. Burada **C**, tamamlayıcı kesmedir (complementary shear). **F**, **R** ve **B** ise WLR teorisinde tanımlandığı gibidir. Eşitlik 2.20,

$$\mathbf{F} = \mathbf{R} \mathbf{B} \mathbf{C}^{-1} \quad (2.21)$$

şeklinde yazıldığında 2.19 eşitliği ile benzediği görülebilir.  $\mathbf{C}^{-1}$ , WLR teorisindeki inhomojen kesmenin tersi olan tamamlayıcı kesmeyi temsil eder. **C** ve **S** aynı düzlemdeki kesmelerdir fakat yönelimleri zıttır.

Yapılan elektron mikroskobu deneylerinde, az da olsa bazı martensite kristallerinde, ikizlenme ve kayma türü şekil bozulmalarının sayısının yukarıda bahsedilen teorilerin aksine birden fazla olabileceğini göstermiştir (12).

Ross ve Crocker (63) ile Acton ve Bavis (64) ikili bozulma teorileri olarak tanımlanan yeni teoriler geliştirmişlerdir. Bu teorilerde, toplam şekil değişimini oluşturan bileşenler WLR ve BM teorilerdekilerle aynı olmakla birlikte, kristal örgüyü değiştirmeyen şekil bozulmasının iki tane olabileceği düşünülmüştür. Böylece, WLR ve BM teorilerde **S** ile verilen bir tek şekil bozulması, yeni teorilerde **S**<sub>1</sub> ve **S**<sub>2</sub> gibi iki bozulmadan oluşuyordu. Böylece, **B** Bain bozulmasını, **R** dönmeyi ve **F** toplam şekil değişimini göstermek üzere,

$$\mathbf{F} = \mathbf{B} \mathbf{S}_1 \mathbf{S}_2 \mathbf{R} \quad (2.22)$$

yazılır.

Bowles ve Dunne (65), **S** bozulması yerine plastik bozulmayı da öngören farklı bir çalışma yapmışlardır. Bu çalışmaya göre toplam şekil bozulması,

$$\mathbf{F} = \mathbf{R} \mathbf{B} \mathbf{C}^{-1} \mathbf{P} \quad (2.23)$$

ifadesi ile verilmiştir. Burada **C** tamamlayıcı kesme, **P** ise plastik bozulmayı göstermektedir. Ortaya konulan çift kesme ve plastik zorlanma modellerinin

her ikisi de deneysel sonuçlara yakın sonuçlar vermiştir. Ancak, daha sonra martensite kristalografisi üzerinde yapılan çalışmalarla ne tek kesme ( ya da tek bozulma) teorilerinin ne de çift kesme teorilerinin bazı dönüşümlerde gözlenen şekil zorlanmasını açıklayamayacağı, olayı açıklamak için toplam şekil bozulmasının,

$$F = R B S_n \dots S_2 S_1 \quad (2.24)$$

şeklinde ilave kesmelerle verilmesi gerektiği Wayman (59) tarafından ortaya konmuştur. Böylece oldukça karmaşık yapıya sahip olan çoklu kesme teorileri ortaya çıkmıştır.

#### **2. 6. 6. Yapı Kusurlarının Martensitik Dönüşümlere Etkisi**

Katılar, atomik yapılarında bir takım kusurlar içerirler. Bu kusurlar, kristalin belirli bölgelerinde eksik ve düzensiz olarak yerleşen atomların oluşturduğu yapılardır. Gerek katılaşma sürecinde gerekse ısı ve dış zor gibi sonradan etkilerle ortaya çıkan yapı kusurları; noktasal kusurlar, çizgisel kusurlar, iki-boyutlu yüzeysel kusurlar ve üç-boyutlu hacimsel kusurlar olmak üzere dört grupta toplanabilir. Bu kusurlar, katının mekanik ve fiziksel davranışları üzerinde önemli etkilere sahiptir (66). Martensitik dönüşümlerde ana fazın mikro yapısal özellikleri önemlidir. Dönüşüm öncesi ana fazda bulunan örgü kusurlarının martensitik dönüşüm süresince atomların düzenli bir şekilde yeniden dizilimlerini etkilemesi beklenir. Genellikle ana fazda farklı türde bulunan bu kusurların etkilerini birbirinden ayırmak oldukça güçtür (66).

Bir yapı içerisinde en sıklıkla görülen yapı kusurları çizgisel yapı kusurları yani dislokasyonlardır. Dislokasyonlar, genel olarak kristal yapı içerisinde yerlerini değiştirmiş olan atomların oluşturduğu bir çizgi olarak düşünülebilir. Bir katıda meydana gelen dislokasyonlar sonucu atomlar denge konumlarından ayrılırlar ve böylece çizgi çevresinde gerilmeler oluşarak bir

şekil değiştirme enerjisi depo edilir. Dislokasyonların ortaya çıkardığı bölgeler bozulmamış bölgelere göre daha yüksek enerjili bölgelerdir (66).

Yapılan araştırmalar, dislokasyonların martensitik oluşumun çekirdeklenme aşamasında büyük önem taşıdığını ortaya koymuştur. Dislokasyonların bulunduğu bölgeler, çekirdeklenmeler için daha küçük bir aktivasyon enerjisi gerektirdiğinden, bu bölgelerde çekirdeklenme olasılığı en büyüktür. Ayrıca dönüşüm sırasında ortaya çıkan çekirdeklenmeler, dislokasyonların zorlanma enerjilerini küçülteceklerinden martensite çekirdeği oluşturacak atomlar, dislokasyonlar tarafından çekilerek çekirdeklenme oluşumunu kolaylaştırabilirler. Böylece çekirdeklenmeler daha çok dislokasyon çizgileri boyunca ortaya çıkmış olurlar (9).

Dislokasyonların martensitik dönüşüm üzerindeki etkisi sadece çekirdeklenme ile sınırlı değildir. Martensite kristaller büyüme aşamasındayken daha önce oluşmuş çekirdek üç boyutta genişleyerek ürün fazı oluştururken, dislokasyonlar bu oluşum doğrultusuna göre kolaylaştırıcı ya da zorlaştırıcı etki yaparlar. Yani austenite kristal içerisinde, homojen bir martensite oluşumu beklenemez.

### **2. 6. 7. Manyetik Özelliklerin Martensitik Dönüşümlere Etkisi**

Manyetizma, katıhal fiziğinin önemli bir konusu olmakla kalmayıp, aynı zamanda kuantum mekaniğinin ayrılmaz bir parçasıdır. Termal dengedeki klasik bir sistemde, manyetik alan altında bile manyetik moment oluşması mümkün değildir. Serbest bir atomun manyetik momenti başlıca üç sebepten kaynaklanabilir:

- elektronların sahip oldukları spinden,
- elektronların çekirdek etrafındaki yörünge açılal momentumundan,
- bir dış manyetik alanda kazandıkları yörünge momentinden.

Bu etkenlerden ilk ikisi mıknatıslanmaya paramanyetik, üçüncüsü ise diyamanyetik olarak katkıda bulunur. Örneğin, hidrojen atomunun 1s taban durumunda yörünge momenti sıfır olup, manyetik moment elektron spininden kaynaklanır ve bir de küçük diyamanyetik katkı içerir. Helyum atomunun 1s<sup>2</sup> taban durumunda hem spin hem de yörünge momenti sıfır olup, manyetik moment sadece dış alandan kaynaklanır.

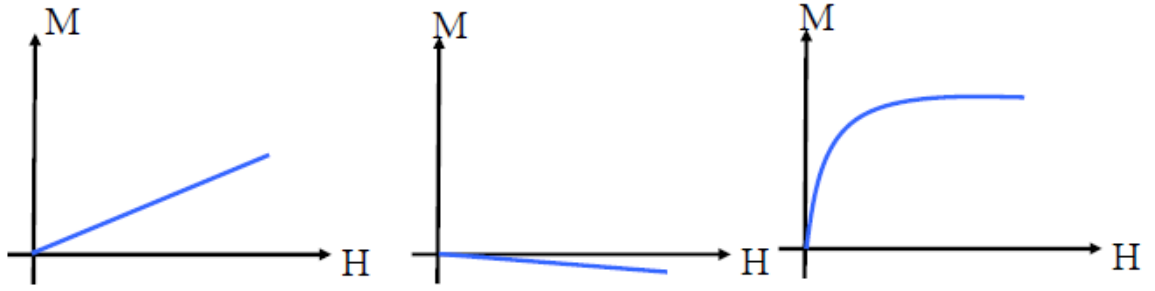
Atomların tamamen dolu olan yörüngelerinde spin ve yörünge momentleri sıfır olup bu atomların manyetik momentleri sadece dolmamış yörüngelerden kaynaklanır (67).

### 2. 6. 7. 1. Manyetizmanın Temeli

Maddenin manyetik durumu, mıknatıslanma vektörü (**M**) adı verilen bir büyüklükle anlatılır. Mıknatıslanma vektörünün büyüklüğü, maddenin birim hacmindeki net manyetik momentine eşittir. Bir maddedeki toplam manyetik alan, hem dışarıdan uygulanan alana, hem de maddenin mıknatıslanmasına bağlıdır. Özellikle paramanyetik ve diyamanyetik maddeler başta olmak üzere, **M** mıknatıslanma şiddeti, **H** manyetik alan şiddeti ile orantılıdır ve

$$\mathbf{M} = \chi \mathbf{H} \quad (2.25)$$

olarak yazılır. Burada,  $\chi$  manyetik alınganlık (duygunluk) denen boyutsuz bir çarpandır. Şayet madde; paramanyetikse,  $\chi$  pozitif olup bu durumda **M** mıknatıslanma vektörü, **H** manyetik alan vektörü ile aynı yönlü (Şekil 2. 21.a), diyamanyetikse,  $\chi$  negatif olup, bu durumda **M** mıknatıslanma vektörü, **H** manyetik alan vektörü ile ters yönlü (Şekil 2.21.b) olarak meydana gelir. 2.25 ifadesiyle verilen **M** ile **H** vektörleri arasındaki bu lineer bağımlılık ferromanyetik maddeler için geçerli değildir (Şekil 2. 21.c).



**Şekil 2. 21.** a) paramanyetik, b) diyamanyetik c) ferromanyetik maddelerin M-H grafikleri (68)

Bir maddenin manyetik alan etkisinde kazanmış olduğu mıknatıslık özelliğinin derecesine o maddenin manyetik geçirgenliği denir.  $\mu_0$ , serbest uzayın manyetik geçirgenliği olmak üzere, bir maddenin manyetik geçirgenliği,

$$\mu_m = \mu_0 ( 1 + \chi ) \quad (2.26)$$

bağıntısı ile verilir.

Maddeler, manyetik geçirgenliklerine göre;

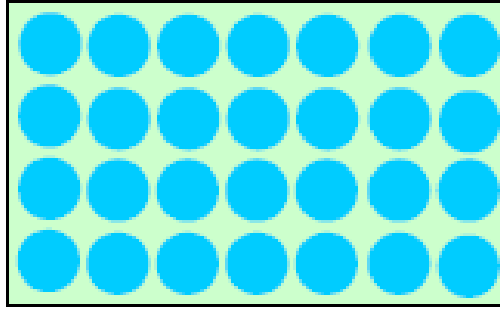
- diyamanyetik  $\mu_m < \mu_0$ ,
- paramanyetik  $\mu_m > \mu_0$
- ferromanyetik  $\mu_m \gg \mu_0$

şeklinde 3 gruba ayrılırlar :

### 2. 6. 7. 2. Diyamanyetizma

Diyamanyetik malzemeler negatif mıknatıslanmaya sahip manyetik malzemeler olarak düşünülebilir. Diyamanyetik malzemelerde atomlar net bir manyetik momente sahip değildir. Fakat malzemeye dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında yörüngedeki elektronlar bu manyetik alanla etkileşir ve hızları değişir. Bu elektronlar bir teldeki akım gibi düşünülebilir, bir

çembersel telde akım değiştirildiğinde bu akımı eski haline dönüştürmeye çalışan bir elektromotor kuvveti meydana gelir. Bu etki yörüngelerde dolaşan elektronlarda da meydana gelir ve dışarıdan uygulanan manyetik alana karşı başka bir manyetik alan oluşur. Bu durumda malzeme dışarıdan uygulanan manyetik alanı yavaşça itmiş olur. İşte bu tip manyetik malzemelere “Diyamanyetik” malzemeler denir (68).



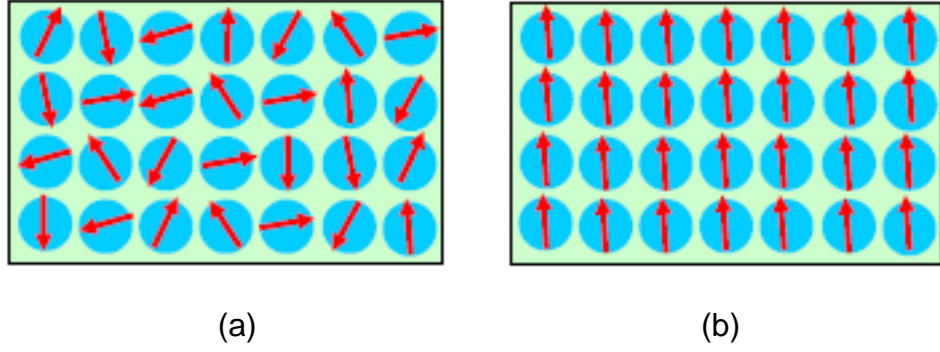
**Şekil 2. 22.** Diyamanyetik malzemenin atomları

Şekil 2.22’de görüldüğü gibi eğer her bir gri daireyi bir atom olarak düşünürsek, bu atomların hiçbirinin net manyetik momentleri yoktur, sadece dış bir manyetik alanla karşılaştıklarında tepki verirler. Bi, Cu, Ag ve Au gibi malzemeler diyamanyetik özellik gösterirler.

### **2. 6. 7. 3. Paramanyetizma**

Paramanyetik malzemelerde her bir atom net manyetik momente sahiptir, fakat bu manyetik momentler örgü içerisinde rastgele yönelmişlerdir. Bu rastgele yönelimden dolayı malzeme üzerinde herhangi bir dış manyetik alanın etkisi yokken bu malzemenin mıknatıslanması sıfırdır. Fakat dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında bu rastgele yönelmiş manyetik momentler uygulanan alan doğrultusunda yönelirler ve hepsi birlikte toplam bir manyetik alan oluştururlar (68). Şekil 2.23.a’da dış manyetik alan yokken örgü

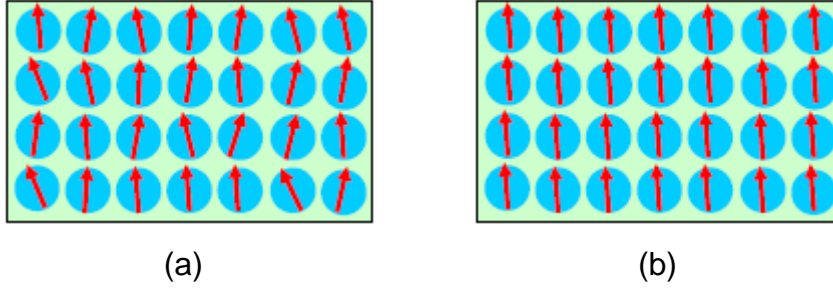
içerisindeki atomların manyetik momentlerinin yönelimleri, Şekil 2.23.b'de ise dış manyetik alan uygulandığında atomların manyetik momentlerinin yaklaşık olarak nasıl dizildikleri görülmektedir.



**Şekil 2. 23.** a) Paramanyetik bir malzemenin manyetik düzenlenişi  
b) Dış manyetik alan altında paramanyetik bir malzemenin manyetik düzenlenişi

#### 2. 6. 7. 4. Ferromanyetizma

Ferromanyetik bir malzemede her bir atom net bir manyetik momente sahiptir ve bu atomların manyetik momentleri birbirleriyle etkileşir. Bu tür maddeler zayıf bir dış manyetik alan içinde bile, birbirlerine paralel olarak yönelmeye çalışan atomik manyetik momentlere sahiptirler. Manyetik momentler paralel hale getirildikten sonra, dış manyetik alan kaldırılrsa bile madde mıknatıslanmış olarak kalır. Bu sürekli yönelim, komşu olan manyetik momentler arasındaki kuvvetli bir etkileşimden kaynaklanır. Bu etkileşim, ancak kuantum mekaniksel ifadelerle açıklanır. Fe, Co, Ni ve Gd gibi malzemeler ferromanyetik malzemeler olarak bilinirler. Bu tür maddeler bir manyetik alan içinde alan yönünde ve çok şiddetli olarak mıknatıslanırlar. (68).



**Şekil 2. 24.** a) Ferromanyetik bir malzemenin manyetik düzenlenişi  
b) Dış manyetik alan altında ferromanyetik bir malzemenin manyetik düzenlenişi

Şekil 2.24.a'da dış alanın olmadığı durum için, ferromanyetik bir malzemedeki atomların manyetik momentlerinin dizilimleri, Şekil 2.24.b'de ise dış manyetik alanın uygulandığı durum için, ferromanyetik bir malzemedeki atomların manyetik momentlerinin dizilimleri verilmiştir.

## 2. 7. Alaşımda Kullanılan Elementlerin Özellikleri

### 2. 7. 1. Demir (Fe)

Demir, atom numarası 26 olan bir geçiş metalidir. Periyodik tablonun VIII-B grubunda yer alır. Erime noktası 1538 °C, kaynama noktası 2740-3000 °C ve yoğunluğu 7,86 g/cm<sup>3</sup>'tür. Tüm metaller içinde en çok kullanılan malzemedir. Dünyada üretilen metallerin %95'ini demir oluşturur. Demir metali, demir cevherlerinden elde edilir ve doğada nadiren element halinde bulunur. Metalik demir elde etmek için, cevherdeki safsızlıkların kimyasal yollarla uzaklaştırılmaları gerekir. Düşük fiyatı ve yüksek mukavemet özellikleri demiri, otomotiv sektöründe, gemi gövdesi yapımında ve binaların yapısal bileşenlerinde vazgeçilmez kılar. Pik demir, dökme demir, karbon çeliği, alaşımlı çelik, demir(III) oksit formlarında yaygın olarak kullanılmaktadır (69).



### **2. 7. 2. Manganez (Mn)**

Manganez, atom numarası 25 olan gümüş parlaklığında, sert ve kırılğan bir metaldir. Toz hâline getirilebilir. Periyodik tablonun VII-B grubunda yer alır. Erime noktası 1245 °C, kaynama noktası 2150 °C ve yoğunluğu 7,43 g/cm<sup>3</sup>tür. Elektron düzeni (Ar) 3d<sup>5</sup>4s<sup>2</sup>'dir. Çeliğin dayanıklılığını artıran bir alaşım elementidir. Bu özelliği, alaşımın içinde bulunan karbon miktarına da bağlıdır. Yüksek karbonlu çeliklerde manganın etkisi sertlik ve dayanıklılığı artırmaktadır (69).

### **2. 7. 3. Silisyum (Si)**

Atom numarası 14 olan Silisyum periyodik tabloda IV-A grubunda yer alan bir yarımetaldir. Silisyumun bazı özellikleri metallere benzer, ancak genel olarak metal karakterlerinde değildir ve metaloid olarak bilinen maddelerden biridir. Silisyumun rengi gri ve siyahtır. Çok sert ve kırılğan bir elementtir, kristal yapısı elmas yapıdadır. Magnezyum ve diğer metallerle silikatları oluşturur. Silisyumun en önemli özelliği yarı iletken olmasıdır. Elektrik devrelerinde silisyumun yarı iletkenliğinden çok yararlanır. Yoğunluğu 2,33 g/cm<sup>3</sup> ve Mohs ölçeğine göre sertliği 7'dir. Silisyum 1410 °C' de erir ve 2355 °C' de kaynar (69).

## **2. 8. Deneysel Sistem ve Yöntem**

### **2. 8. 1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)**

Malzeme araştırmalarında en çok kullanılan cihazlardan bir tanesi taramalı elektron mikroskobudur (SEM). Bunun da en önemli sebebi, numune hazırlama işleminin kolay oluşudur.

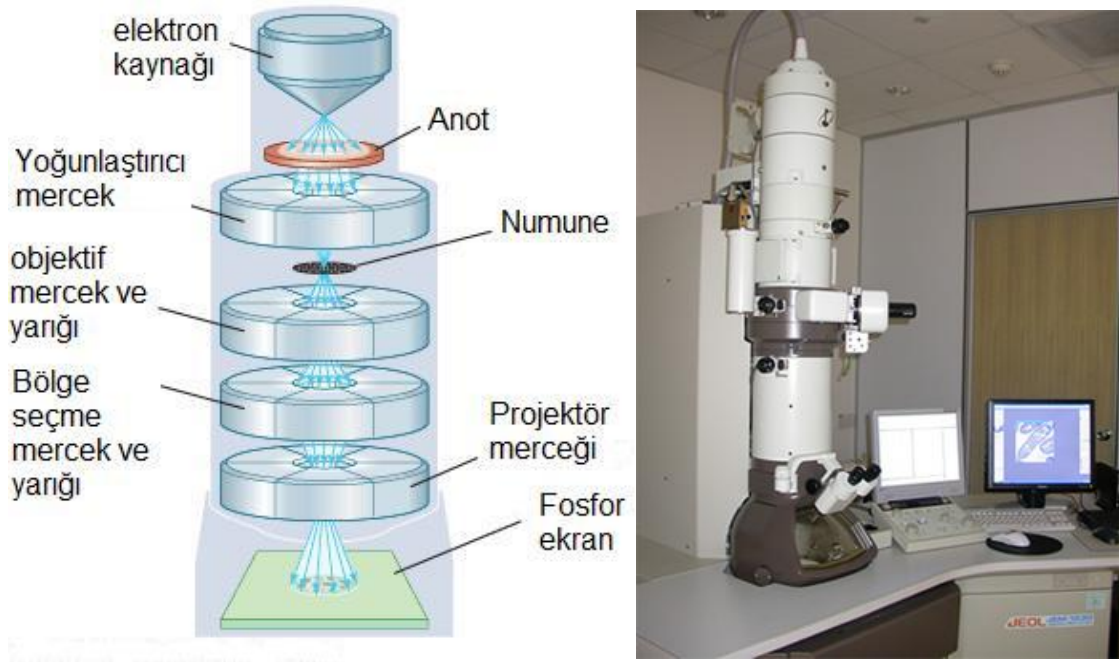


**Şekil 2. 25.** Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)

Modern taramalı elektron mikroskoplarında boyutları birkaç  $\text{cm}^2$ 'ye ulaşan numuneler rahatlıkla incelenebilir. Ayrıca SEM hem parlatılmış hem de pürüzlü yüzeylerden net görüntüler verebilir. Elektro optik prensipler çerçevesinde tasarlanmış taramalı elektron mikroskobu, birçok dalda araştırma-geliştirme çalışmalarının yanında; sanayi, fizik, biyoloji ve tıpta yaygın olarak kullanılmaktadır. SEM, Katot Işınları Tüpü mantığı ile çalışmaktadır. Numuneler, vakum yapılarak havası boşaltılmış bir tüpe yerleştirilir. Elektron demeti uygun potansiyel altında hızlandırılıp, numune üzerine düşürülür. Elektron demetinin numune ile etkileşmesinden ortaya çıkan sinyaller uygun algılayıcılar tarafından algılandıktan sonra çeviriciler tarafından görüntüye dönüştürülerek yüzey incelemesi yapılan numunenin yüzey görüntüsü elde edilir (18,33).

## 2. 8. 2. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM)

Geçirmeli elektron mikroskopları nano boyuttaki yapıların büyüklüğünün hesaplanmasında, şekillerinin belirlenmesinde, kristal yapı bozukluklarının saptanmasında ve bir bileşikteki elementlerin bileşik içindeki oranlarının belirlenmesinde kullanılır. Bu sistemde elektronlar kaynaktan çıkıp optik elemanlardan geçerek incelenecek örnekle etkileşir ve daha sonra yine optik elemanlar yardımıyla gözlemin yapılacağı ekrana düşürülür.



**Şekil 2. 26.** Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ve Yapısı

Şekil 2.26'da bir geçirmeli elektron mikroskobunun yapısı gösterilmiştir. Burada elektronlar, elektron kaynağından dışarı çıktıktan sonra ilk olarak yoğunlaştırıcı merceklerle girerler. Bu mercekler, kaynaktan çıkan elektronları odaklayarak elektron demetinin düzgün bir şekilde numunenin üzerine düşmesini sağlar. Numunenin üzerine düşen elektronlar numuneyle etkileşerek diğer taraftan çıkarlar. Elektronlar numuneden çıktıktan sonra objektif mercekte yeniden odaklanırlar. Objektif mercekten hemen sonraki

objektif yarığı objektif merceğinden çıkan demetteki geniş açılı elektronları durdurarak kontrastın artmasını sağlarken, bölge seçme yarığı da ekrana hangi bölgenin görüntüsü düşürülmek isteniyorsa o bölgeyi seçme imkânı verir. Bölge seçme yarığı dışarıdan kontrol edilir. Bu yarıklardan sonra elektronlar projektör merceğe girerler ve burada bulunan sistem, en iyi görüntü kalitesini elde edecek şekilde elektron demetine son şeklini verir. Son olarak demet fosfor ekrana düşerek incelenen numunenin TEM görüntüsünü verir (68).

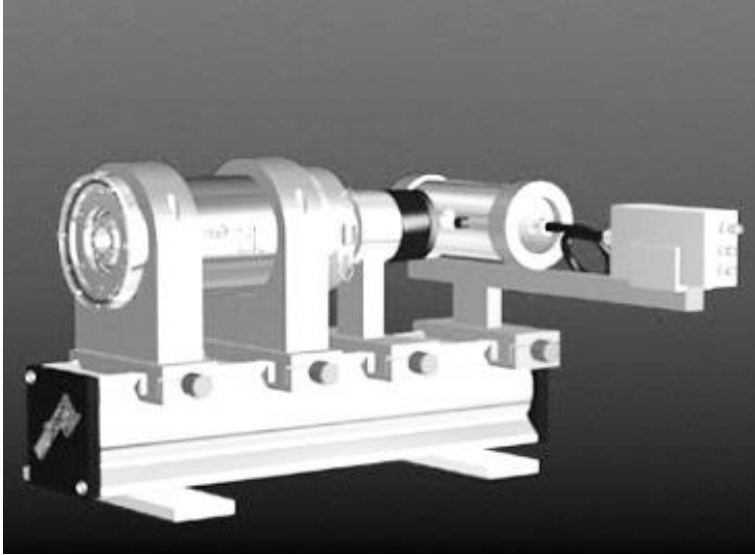
### **2. 8. 3. Mössbauer Spektrometresi**

Mössbauer Spektroskopisi, ilk kez 1958-1959 yıllarında Rudolf Ludwig Mössbauer tarafından deneysel ve teorik olarak çalışılmaya başlanmıştır. Kristal örgüsü içindeki bir atom çekirdeği tarafından enerji kaybı olmaksızın gama fotonu salınması olayı "Mössbauer Olayı" olarak bilinir (70). Fizikte geniş bir uygulama alanına sahip olan Mössbauer olayı ile atomların bozunma şemalarının incelenmesi, uyarılmış seviyelerin enerji genişlikleri, bu seviyelerin ömürleri, çekirdeğin elektrik kuadropol momenti, çekirdeğin manyetik dipol momenti gibi büyüklükler ölçülebilir. Ayrıca bu sistem, metal alaşımlarındaki austenite-martensite faz dönüşümlerinin manyetik özelliklerinin açıklanmasında yaygın olarak kullanılmaktadır (71-73). Bu yöntemle, austenite ve martensite yapıların manyetik düzenlenişleri, çeşitli fiziksel etkenler sonucu oluşan martensite kristallerinin hacim yüzdeleri ve martensite fazın iç manyetik alanı kesin bir şekilde belirlenebilir.

Fe bazlı alaşımlarda austenite fazı paramanyetik olduğunda, bu faz tek soğurma çizgisiyle, martensite fazı antiferromanyetik ya da ferromanyetik olduğunda ise altı soğurma çizgisiyle karakterize edilir (74,75).

Mössbauer spektrometresinde radyoaktif bir kaynak, bir soğurucu, bir gama sayıcısı ve çok kanallı analizör gereklidir. Ayrıca kaynak ve soğurucu arasında bağıl hızı sağlamak için bir düzenek kurulmalıdır.

Şekil 2.27' de genel bir Mössbauer düzeneği görülmektedir. Bu şekilde kurulan bir Mössbauer deney düzeneğinde, radyoaktif kaynaktan yayınlanan gama ışınımının önüne bir soğurucu konulur. Soğurucudan geçen gama ışınları sayaca gelir. Sayaçtan gelen atmalar bir çizgisel şiddetlendirici ile çift kutuplu hale gelerek çok kanallı analizöre gider. Bu analizör, her biri farklı enerjilere karşılık gelen atmaları farklı kanallara yerleştirir. Maksimum kanal sayısı 512 olup, çift kutuplu atmalar, 1-256 ile 256-512 kanalları arasında simetrik spektrumlar olarak gözlenir.



**Şekil 2. 27.** Mössbauer Spektrometresi

Mössbauer araştırmalarının büyük bölümünde  $^{57}\text{Fe}$  ve  $^{119}\text{Sn}$  izotopları kullanılmaktadır. Mössbauer olayı, sayıları 50'yi geçen izotoplarda gözlenmekle beraber, deneysel zorluklar nedeniyle bu izotopların ancak 20 tanesi kullanılabilir. Mössbauer spektrometresinde, radyoaktif kaynaktan çıkan gama ışını enerjisi, kaynağa bir Doppler hızı verilerek değiştirilir ve gama ışınları soğurucu tarafından rezonans durumunda soğurulur.

## **2. 9. Numunelerin Hazırlanması**

Bu çalışmada incelenen Fe- %16,34Mn- %4,06Si alaşımı TÜBİTAK Gebze Araştırma Merkezi'nde hazırlanmıştır. %99,9 saflıkta toz halinde bulunan Fe, Mn, Si elementleri bir araya getirilip yüksek sıcaklıkta eritilerek 1cm çapında, 10 cm uzunluğunda silindirik çubuklar halinde dökülmüştür. Fe- %16,34Mn- %4,06Si alaşımından oda sıcaklığında elmas kesici ile kesilen numuneler ısıtılma işlemine tabi tutulmuştur. Bu ısıtılma işlemi, 1000 °C sıcaklıkta 4 saat fırında tavlama ve tavlandıktan sonra yavaş ve hızlı soğutma şeklindedir.

Silindirik çubuk halinde bulunan alaşımdan, elmas bıçaklı kesicilerle uygun boyutta kesilen numuneler termal etkili faz dönüşümü olayını incelemek üzere 1000 °C sıcaklığında 4 saat tavlansak farklı hızda soğutma işlemine tabi tutuldular. Soğutma şekli yavaş ve hızlı soğutma olarak seçildi. Numune; yavaş soğutma için, tavlama sıcaklığında fırın içinde soğutmaya bırakılırken hızlı soğutma için de, tavlama sıcaklığından alınarak oda sıcaklığındaki suya atıldı. Isıl işlem sırasında, yüksek sıcaklıklarda malzemedeki oksitlenmeyi önlemek için numuneler yüksek sıcaklıklara dayanabilen kuartz cam tüp içine konuldu.

### **2. 9. 1. Numunelerin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İçin Hazırlanması**

Taramalı elektron mikroskobu ile yapılacak yüzey gözlemleri için kesilen numunelerin yüzeyindeki pürüzler ve kalın çizgiler değişik kalınlıktaki su zımparaları ile kalından inceye doğru gidilerek ortadan kaldırılmış ve sonra 6,3,1,1/4 mikronluk elmas pastalarla parlatma aleti kullanılarak yüzeyler parlatılmıştır. Daha sonra, mekanik olarak parlatılan yüzeyler 3 birim hidroklorik asit, 2 birim gliserin ve 1 birim nitrik asit karışımından oluşan çözelti (asetikgliseriya) içerisinde oda sıcaklığında 1 dakika bekletilerek dağlanmışır. Numunelerin yüzeylerinde oluşan mikroyapı karakteristikleri 30 kV'luk JEOL5600 taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir.

## **2. 9. 2. Numunelerin Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İçin Hazırlanması**

Geçirmeli elektron mikroskobu incelemeleri için ısıll işlem görmüş numunelerden elmas kesici ile yaklaşık 1 mm kalınlığında örnekler kesilmiş ve daha sonra bu örnekler sırasıyla 600, 800 ve 1200 lük su zımparaları kullanarak 60 µm'ye kadar inceltiştir. Bu numuneler, daha sonra 3 mm çapında diskler halinde kesilerek, %5 hidroflorik, %30 su ve %65 hidrojenperoksit'den oluşan asit çözeltisi ile oda sıcaklığında yaklaşık 10 saniye kimyasal inceltmeye tabi tutulmuşlardır. Elde edilen numunelere, son olarak ikili asit-jeti metodu (double-jet method) kullanılarak 10 °C sıcaklıkta %8 perklorik asit + %92 asetik asit karışımında, 20 V (DC) ve 68-76 µA akım kullanan Struers-Tenupol sistemi ile inceltme, parlatma ve delme işlemleri uygulandı. Elektron ışınının geçebileceği kadar inceliğe sahip bu numuneler, 300 kV hızlandırma gerilimine sahip JEOL3010 geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) ile incelenmiştir. İncelemeler için Geçirmeli Elektron Mikroskobu'nun standart numune tutucusu kullanılmıştır. Geçirmeli Elektron Mikroskobu'nda yapılan gözlemlerde "aydınlık alan" ( bright field) ve "karanlık alan" (dark field) yöntemleri ile austenite ve martensite fazlara ait görüntüler elde edildi. Küçük martensite hacimlerinden kristalografik verileri elde edebilmek için geçirmeli elektron mikroskobunun "kırınım" (diffraction) modundan yararlandı.

## **2. 9. 3. Numunelerin Mössbauer Spektrometresi İçin Hazırlanması**

Mössbauer Spektrometresi deneyleri için ısıll işlemleri tamamlanmış austenite ve martensite fazdaki alaşımlardan 250 µm kalınlığında kesilerek hazırlanan numuneler; 10 ml HF, 45 ml H<sub>2</sub>O ve 45 ml H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>'den oluşan asit çözeltisi içerisinde kimyasal inceltme yöntemi ile yaklaşık olarak 50 µm'ye kadar inceltiştir. Daha sonra austenite ve martensite yapıların manyetik özelliklerini incelemek için her iki faza ait Mössbauer Spektrumları elde edilmiştir.

### 3. ARAŞTIRMA BULGULARI

#### 3. 1. Fe–Mn–Si Alaşımında Termal Etkili Martensitik Dönüşüm

Fe–%16,34Mn–%4,06Si alaşımına uygulanan ısıtma ve soğutma hızının martensitik dönüşüm üzerindeki etkisi Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ve Mössbauer spektrometresi ile incelendi.

##### 3. 1. 1. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün Taramalı Elektron Mikroskobu(SEM) İle İncelenmesi

Fe–%16,34Mn–%4,06Si alaşımında, termal etkiyle oluşan austenite ve martensite fazların yüzey incelemeleri taramalı elektron mikroskobu(SEM) ile yapıldı.

1000 °C sıcaklıkta 4 saat ısıtma tabii tutulan numuneler yavaş soğutma işleminde fırın içinde oda sıcaklığına kadar soğutuldu. Alaşımın yüzey incelemesi, bu ısıtma işlemi sonunda alaşımın austenite fazda kaldığını ve numunede tanelerin (grains) oluştuğunu göstermiştir (Şekil 3.1). Oluşan bu tanelerin farklı boyutlarda ve farklı yönelimlere sahip olduğu gözlemlendi. Austenite faza ait olan tanelerin boyutları, tavlama süresine, sıcaklığına ve soğutma şekline bağlı olarak değişir. Özellikle Fe bazlı alaşımlarda, tavlama süresinin ve sıcaklığının artması ile tane boyutunun arttığı daha önceki çalışmalarda gözlemlenmiştir (76,77).

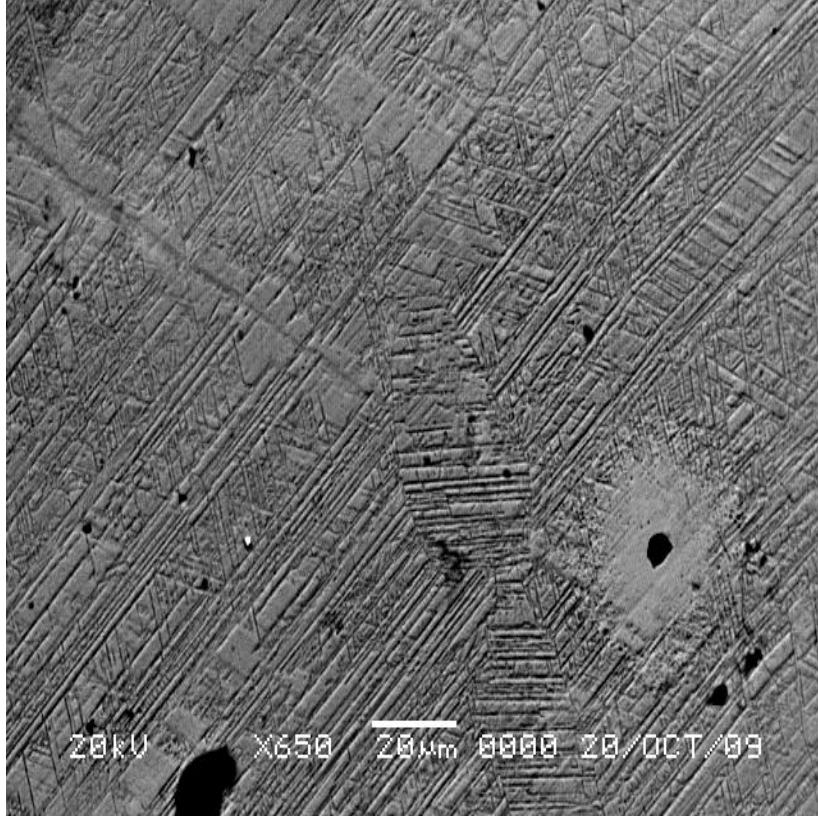




**Şekil 3.1.** 1000 °C sıcaklıkta 4 saat tavlanan ve yavaş soğutulan Fe-Mn-Si alaşımında austenite tane yapısı

Şekil 3.1’de görüldüğü gibi, yavaş soğutmaya tabi tutulan numunede yaklaşık olarak 40–60  $\mu\text{m}$  büyüklüğünde austenite faza ait taneler oluşmuştur. Elde edilen bu tanelerin şekli ve büyüklükleri literatür ile uyum içindedir (5,18).

1000 °C sıcaklıkta 4 saat ısıtılma tabi tutulan numune hızlı soğutma işleminde, oda sıcaklığındaki suya atılarak soğutuldu. Alaşımın yüzey görünümü Şekil 3.2’de verildi. Yavaş soğutma işleminde meydana gelen tanelerin içerisinde  $\epsilon$ -türü martensite plakaları oluşmamasına rağmen, hızlı soğutma işleminde meydana gelen tanelerin içinde birbirine paralel olarak yığılmış  $\epsilon$ -türü martensite plakaların oluştuğu gözlemlendi. Hızlı soğutma sırasında meydana gelen sıcaklık farkı martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvveti ortaya çıkarmıştır (40,45).



**Şekil 3.2.** 1000 °C sıcaklıkta 4 saat tavlanan ve suda hızlı soğutulan Fe–Mn–Si alaşımına ait yüzey görünümü

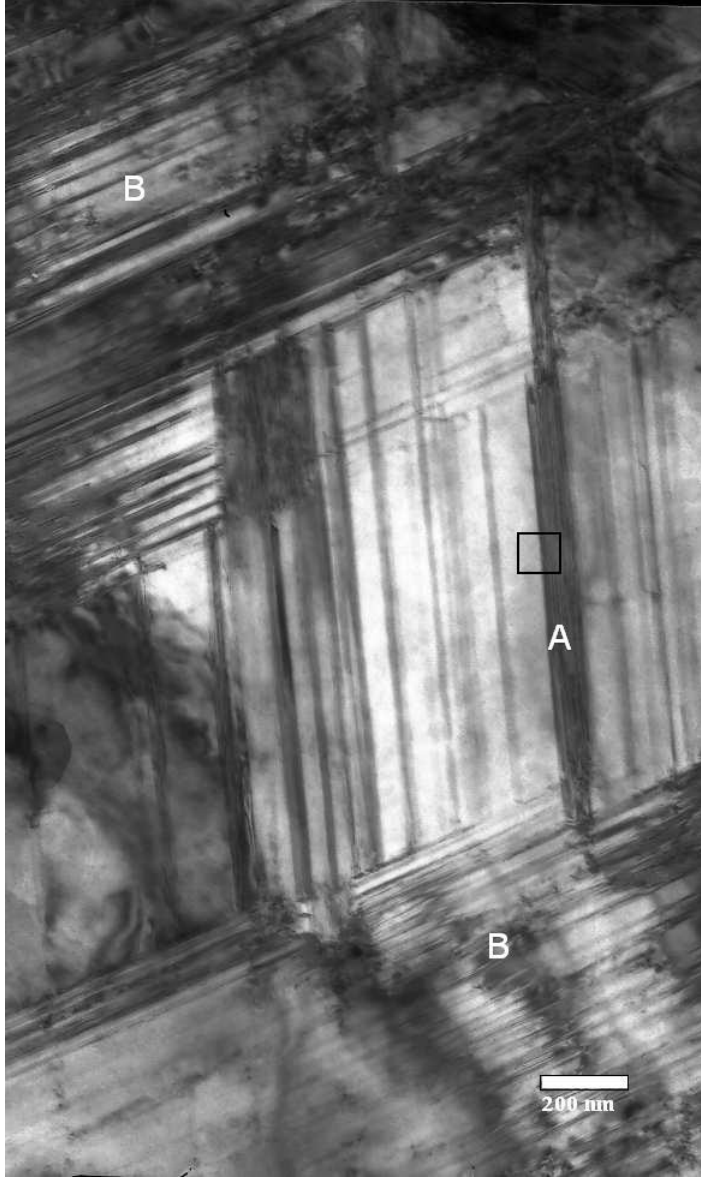
$\epsilon$ -martensite plakalarının, hızlı soğutma işlemi sonucunda tane sınırında oluşmaya başladığı ve yine tane sınırında sona erdiği Şekil 3.2’de görülmektedir. Tane sınırları,  $\epsilon$ -martensite plakalarının düzenli bir şekilde sona erdiği bölgeler olarak ortaya çıkmıştır.  $\epsilon$ -martensite plakalarının tane içinde birbirine paralel plakalar şeklinde meydana geldiği daha önceki çalışmalarda da ortaya konmuştur (20-22,77,78).

### 3. 1. 2. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İle İncelenmesi

Fe–Mn–Si alaşımında meydana gelen martensitik faz dönüşümünün mikroyapı ve kristalografik incelemesi için 1000 °C'de 4 saat ısıl işleme ve suda hızlı soğutmaya tabi tutulan numunenin TEM gözlemleri yapıldı. Alaşımın mikroyapısını gösteren aydınlık alan TEM görüntüsü Şekil 3.3'de verildi. Burada görüldüğü gibi alaşımda  $\epsilon$ -türü martensitenin oluştuğu tespit edildi.  $\epsilon$ -türü martensite plakaların birbirine paralel olacak şekilde oluştuğu gözlemlendi ve bu plakaların kalınlıkları yaklaşık olarak 40–50 nm civarında ölçüldü.

$\epsilon$ -türü martensitelerin oluşumunda yığılma kusurları önemlidir. Yığılma kusurları f.c.c. yapının  $\{111\}_\gamma$  düzlemleri üzerinde düzenli bir yığılma ile meydana gelir ve bu şekilde bir yığılma için  $\{111\}_\gamma$  düzlemleri kusur düzlemleri olarak bilinir (18). Numune içindeki yığılma kusurları düzenli ve düzensiz olarak birbiri üzerine yerleşerek martensite yapıyı oluştururlar (79).

$\epsilon$ -martensite plakaların oluşumu sırasında iki tip yığılma kusurunun varlığından söz edilir (27). Birinci tipteki yığılma kusurları belli bir bazal düzlem üzerinde yerleşerek  $\epsilon$ -türü martensite plakaları oluşturur (Şekil 3.3'deki A plakaları). İkinci tipteki yığılma kusurları ise herhangi bir bazal düzlem olmaksızın rastgele birbiri üzerine gelerek  $\epsilon$ -martensite plakaları oluştururlar (18) (Şekil 3.3'deki B plakaları). TEM incelemelerinde görüldüğü gibi, Fe–Mn–Si bazlı alaşımlarda  $\epsilon$ -martensite plakalar rastgele değil de belli bir kesme doğrultusunda oluşur. Bu oluşumlar sonucunda meydana gelen yer değiştirme sifıra yakın olduğu için bu tür dönüşüm gösteren alaşımlar şekil hatırlama özelliği gösterirler (13).



**Şekil 3. 3.** 1000 °C sıcaklıkta 4 saat tavlanan ve suda hızlı soğutulan Fe-Mn-Si alaşımına ait aydınlık alan görüntüsü

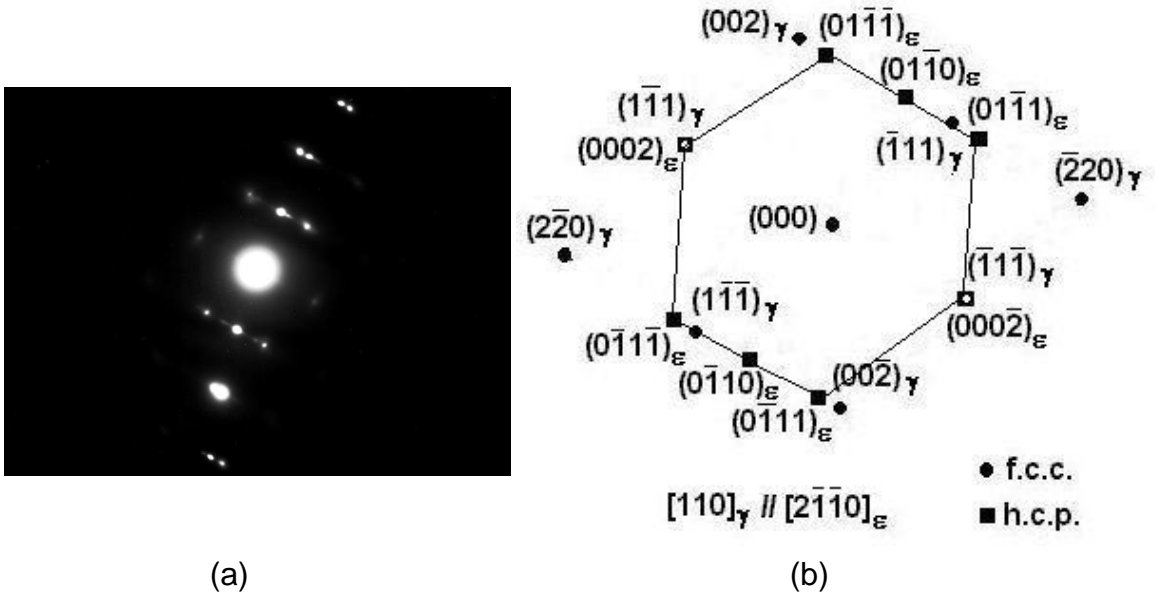
Şekil 3.3'de verilen martensite mikroyapısına ait TEM görüntüsü üzerinde seçilen bölgeden alınan elektron kırınım deseni ve indis diyagramı Şekil 3.4'de verildi. Bu kırınım deseni hem austenite hem de martensite yapıya ait düzlemleri göstermektedir.

Martensitik dönüşümle ilgili olarak geliştirilen teoriler, austenite ve martensite fazlar arasında belirli bir kristalografik dönme bağımlılığının olması gerektiğini kabul ederler. İndislenmiş anahtar diyagramda (Şekil 3.4.a) austenite ( $\gamma$ ) ve martensite ( $\epsilon$ ) düzlemler birlikte bulunmaktadır. Bu iki yapının zon eksenleri (ortak doğrultuları) bulundu ve bu alaşımda meydana gelen  $\gamma \rightarrow \epsilon$  martensite dönüşümü için dönme bağımlılığı,

$$\{111\}_{\gamma} \parallel \{0001\}_{\epsilon}$$

$$[110]_{\gamma} \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\epsilon}$$

olarak elde edildi. Bu dönme bağımlılığının Shoji-Nishiyama (5) türü kristalografik dönme bağımlılığına uyduğu tespit edildi.



**Şekil 3. 4.** 1000 °C sıcaklıkta 4 saat tavlانarak oda sıcaklığındaki suda hızlı soğutulan numuneye ait; a) kırınım deseni, b) indis diyagramı

Ayrıca, Şekil 3.4.a'da görülen kırınım deseninde, yansıma veren düzlemler arasındaki d mesafeleri ölçülerek, a, b ve c örgü sabitleri hesaplandı. Bu hesaplamalarda kamera sabiti 19,6 Å.mm olarak alındı.

Örgü sabitleri için yapılan hesaplamalarda; (000) ve (111) düzlemleri arasındaki d mesafesi  $d_{ort} = 19,6 / 9,5 = 2,06 \text{ Å}$  ölçülerek,

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}$$

ifadesinden f.c.c. yapı için  $a_{f.c.c.} = 3,58 \text{ Å}$ ,

(000) ve (0002) düzlemleri arasında ölçülen  $d_1 = 2,06 \text{ Å}$  ile (000) ve (01 $\bar{1}$ 1) düzlemleri arasında ölçülen  $d_2 = 1,96 \text{ Å}$  değerleri,

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} + \left(\frac{l}{c}\right)^2$$

ifadesinde kullanılarak, h.c.p. yapı için  $c_{h.c.p.} = 4,12 \text{ Å}$  ve  $a_{h.c.p.} = 2,57 \text{ Å}$  olarak hesaplandı.

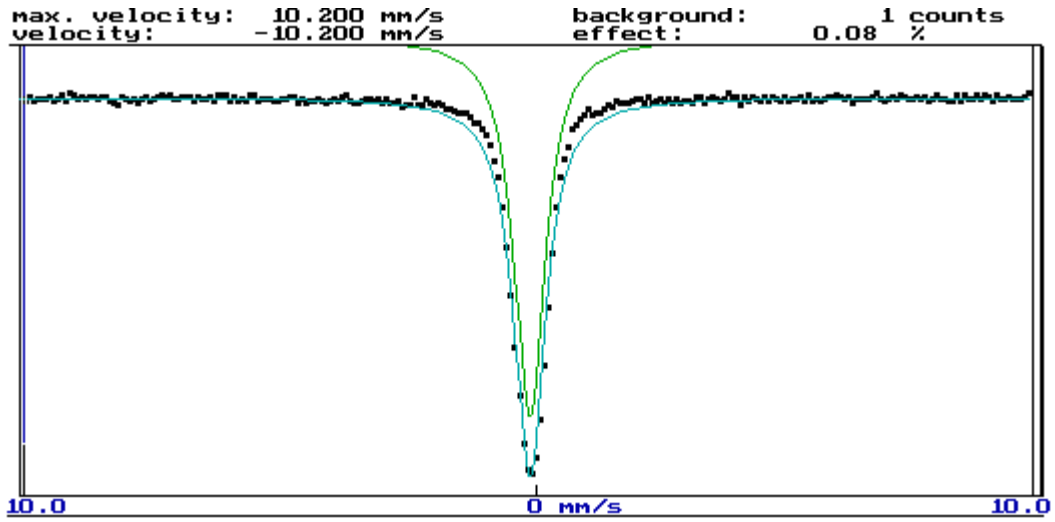
Bu çalışmada elde edilen  $c_{h.c.p.} / a_{h.c.p.} = 1,60$  oranının ideal bir h.c.p. yapı için literatürde belirtilen  $c_{h.c.p.} / a_{h.c.p.} = 1,63$  oranı ile uyumlu olduğu görüldü (1, 5).

### 3. 1. 3. Austenite–Martensite Faz Dönüşümün Manyetik Özelliklerinin Mössbauer Spektrometresi İle İncelenmesi

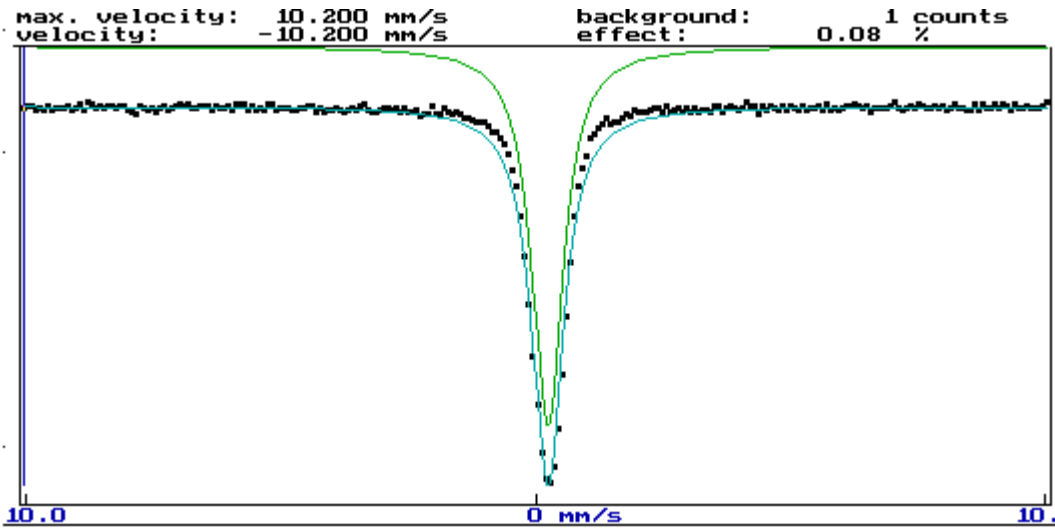
Fe–%16,34Mn–%4,06Si alaşımında, austenite ve martensite yapıların manyetik özelliklerini incelemek için yavaş ve hızlı soğutulan numunelerin oda sıcaklığında Mössbauer spektrumları alındı. Yavaş soğutma sonucu elde edilen austenite fazın ve hızlı soğutma sonucu oluşan martensite fazın her ikisine ait Mössbauer spektrumlarının tekli pik verdiği görüldü (Şekil 3. 5).

Bilindiği gibi, Mössbauer spektroskopisinde ferromanyetik veya antiferromanyetik yapı altılı pik sergilerken, paramanyetik yapı tekli pik gösterir (80). Dolayısıyla teze konu olan Fe-%16,34Mn-%4,06Si alaşımı için hem austenite hem de  $\epsilon$ -martensite yapının paramanyetik olduğu görülmektedir. Son yıllarda, Fe-Mn alaşımları üzerinde yapılan çalışmalarda da austenite ( $\gamma$ ) ve martensite ( $\epsilon$ ) yapının paramanyetik özellik sergilediği belirtilmiştir (80-82).

Öte yandan Mössbauer spektroskopisi yöntemiyle bir alaşımda oluşan martensite ve austenite fazlarının hacim oranları da belirlenebilmektedir. Bu hacim yüzdeleri, fazların gösterdiği farklı manyetik karakteristikler yoluyla hesaplanır. Ancak bu çalışmada, austenite ( $\gamma$ ) ve martensite ( $\epsilon$ ) fazın her ikisi de paramanyetik özellik gösterdiği için oda sıcaklığındaki Mössbauer spektroskopisi ile bu fazları birbirinden ayırmak mümkün değildir (81). Bu nedenle, hızlı soğutulan numunenin Mössbauer spektrumunun da tekli pikten oluştuğu, martensitik dönüşüm sırasında alaşımın manyetik özelliğinin değişmediği yani austenite ( $\gamma$ ) ve martensite ( $\epsilon$ ) fazların karışımına ait olan yapının da paramanyetik özellik sergilediği görülmektedir (şekil 3.5.b).



(a)



(b)

**Şekil 3. 5.** a) yavaş soğutulan numunenin (austenite ( $\gamma$  )  
b) hızlı soğutulan numunenin (austenite ( $\gamma$  ) + martensite ( $\epsilon$  )  
oda sıcaklığındaki Mössbauer spektrumu



#### 4. SONUÇLAR

Bu çalışmada, Fe-%16,34Mn-%4,06Si alaşımında ısıtma işlemi uygulanarak meydana getirilen  $\epsilon$ -martensite faz dönüşümünün mikro yapısı, kristalografisi ve manyetik özellikleri incelendi. Bu çalışmalar için Kırıkkale Üniversitesi, Fen Edebiyat Fakültesi, Fizik Bölümü'nde bulunan 30 kV'luk JEOL5600 taramalı elektron mikroskobu (SEM), 300 kV hızlandırma gerilimine sahip JEOL3010 geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) ve 50 mCi'lik  $^{57}\text{Co}$  radyoaktif kaynaklı Mössbauer Spektrometresi kullanıldı.

1000 °C sıcaklıkta 4 saat ısıtma işlemi tabii tutularak yavaş soğutma işlemi uygulanan numunenin yüzey incelemesi yapıldı. Bu ısıtma işlemi sonunda alaşımın austenite fazda kaldığı ve numunede yaklaşık olarak 40–60  $\mu\text{m}$  büyüklüğünde austenite faza ait tanelerin (grains) oluştuğu görüldü (Şekil 3.1).

Hızlı soğutma uygulanan numunenin yüzey incelemesi yapıldı ve hızlı soğutma sırasında meydana gelen tanelerin içinde birbirine paralel olarak yığılmış  $\epsilon$ -türü martensite plakaların oluştuğu gözlemlendi (Şekil 3.2). Hızlı soğutma sırasında meydana gelen sıcaklık farkı, martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvvetin ortaya çıkmasına sebep olmuştur (40,45).  $\epsilon$ -martensite plakalarının hızlı soğutma sonucunda tane sınırında başladığı ve yine tane sınırında sona erdiği gözlemlendi. Oluşan  $\epsilon$ -martensite plakalarının tane içinde birbirine paralel plakalar şeklinde ortaya çıkması literatürdeki diğer çalışmalarla da uyumludur (20-22,77,78).

Termal etkili martensitik faz dönüşümünün mikro yapısını ve kristalografisini incelemek için hızlı soğutmaya tabii tutulan numune kullanıldı. Oda sıcaklığındaki suya atılarak hızlı soğutulan numunenin TEM incelemelerinde "aydınlık alan" (bright field) görüntüsü kullanıldı. TEM incelemelerinde,  $\epsilon$ -türü martensite plakaların birbirine paralel şekilde ve değişik varyantlarda oluştuğu gözlemlendi.

Yapılan kristalografik incelemede bu alaşımda meydana gelen  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  martensite dönüşümü için dönme bağımlılığı,

$$\begin{aligned} \{111\}_{\gamma} &\parallel \{0001\}_{\varepsilon} \\ [110]_{\gamma} &\parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\varepsilon} \end{aligned}$$

olarak elde edildi. Bu yönelim bağıntısının literatürle uyum içerisinde olduğu ve Shoji-Nishiyama (5) türü kristalografik dönme bağımlılığına uyduğu gözlemlendi.

Öte yandan, yansıma veren düzlemler arasındaki d mesafeleri ölçülerek, örgü sabitleri; f.c.c. yapı için  $a_{f.c.c.} = 3,58 \text{ \AA}$  ve h.c.p. yapı için  $c_{h.c.p.} = 4,12 \text{ \AA}$  ve  $a_{h.c.p.} = 2,57 \text{ \AA}$  olarak hesaplandı. Bu çalışmada hesaplanan  $c_{h.c.p.}/a_{h.c.p.} = 1,60$  oranının ideal bir h.c.p. yapı için verilen  $c_{h.c.p.}/a_{h.c.p.} = 1,63$  oranı ile uyumlu olduğu görüldü (1, 5).

Fe-%16,34Mn-%4,06Si alaşımında oluşan austenite ve martensite yapıların manyetik özelliğini incelemek için oda sıcaklığında Mössbauer spektrumları alındı. Alaşımın Mössbauer spektrumunun tek pik verdiği yani austenite ve  $\varepsilon$ -martensite yapının paramanyetik özellikte olduğu görüldü. Bu sonuç, martensitik dönüşüm sonrasında alaşımın manyetik özelliğinin değişmediğini gösterir.

Sonuç olarak; Fe-%16,34Mn-%4,06Si alaşımında termal etki sonucu  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  martensitik dönüşümü meydana gelmektedir. Bu dönüşümde, soğutma hızının etkili olduğu gözlemlenmiştir. Fe-Mn-Si alaşımlarında şekil hatırlama özelliği  $\varepsilon$ -türü martensitenin geri dönüşümü ile ilgilidir. Dolayısıyla, bu teze konu olan Fe-%16,34Mn-%4,06Si alaşımında yalnızca  $\varepsilon$ -martensite türünün görülmesi bu alaşımın iyi bir şekil hatırlama özelliği gösterebileceği anlamına gelmektedir.

Daha sonra yapılacak çalışmalarda, çeşitli yöntemlerle bu alaşımın Şekil hatırlama oranı tespit edilebilir ve bu oranı etkileyebilecek faktörler (austeniteleştirme sıcaklığı, austenite yapının deformasyonu vb.) incelenerek bu özelliği artıracak etkenler araştırılabilir.

## KAYNAKLAR

- (1) Dikici, M., Katıhal Fiziğine Giriş, 19 Mayıs Üniversitesi Yayınları, Samsun, 1993.
- (2) Savaşkan, T., Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, Derya Kitabevi, Trabzon, 1999.
- (3) E. Güler, Fe - %30Ni - %0,2Mn Alaşımında Soğutma Etkisiyle Elde Edilen Martensitik Dönüşümlerin Mössbauer Spektroskopisi ve Taramalı Elektron Mikroskopu(SEM) İle İncelenmesi, Kırıkkale Üniversitesi, Fen Bil. Enst., Yüksek Lisans Tezi, Kırıkkale, 2002.
- (4) Onaran, K., Malzeme Bilimi, Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul, 1997.
- (5) Nishiyama, Z., Martensitic Transformations, Academic Press., London, 1978.
- (6) Durlu, T. N., Fe–Ni – C Alaşımının Tek ve İnce Austenite Kristallerindeki Martensitik Evre Dönüşümleri Üzerinde Çalışmalar, Doçentlik Tezi, Ankara, 1979.
- (7) Porter, D. A., Easterling, K. E., Phase Transformations in Metals and Alloys, Chapman and Hall, London, 1981.
- (8) Verhoeven, J. D., Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley and Sons, New York, 1975.
- (9) Olson, G.B., Cohen, M., Metall. Trans. A, 7(12), 1897-1904, 1976.
- (10) Olson, G.B., Cohen, M., Metall. Trans. A, 7(12), 1905-1914, 1976.

- (11) Olson, G.B., Cohen, M., Metall. Trans. A, 7(12), 1915-1923, 1976.
- (12) Durlu, T. N., F.Ü. Fen ve Müh. Bilimleri Dergisi, 13(1), 1-11, 2001.
- (13) Maki, T., Tsuzaki, K., Proc. of ICOMAT-92, 1151-1162, 1992.
- (14) Inagaki, H., Z. Metallkd, 83, 90-96, 1992.
- (15) Ohtsuka, H., Kajiwara, S., Ishihara, T., Mater. Characterization, 32, 229-235, 1994.
- (16) Li, H., Dunne, D., Kennon, N., Mater. Sci. Eng., A 273-275, 571-577, 1999.
- (17) Kajiwara, S., Mater. Sci. Eng., A 273-275, 67-88, 1999.
- (18) Kırındı, T., Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni Alaşımında Martensitik Dönüşümler Üzerine Termal ve Zor Etkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale, 2004.
- (19) Bergeon, N., Guenin, G., Esnouf, C., Mater. Sci. Eng., A 242, 77- 86, 1998.
- (20) Bergeon, N., Guenin, G., Esnouf, C., Mater. Sci. Eng., A 242, 87- 95, 1998.
- (21) Arruda, G. J., Buono, V. T. L., Andrade, M. S., Mater. Sci. Eng., A 273-275, 528-532, 1999.
- (22) Maji, B. J., Krishnan, M., Scripta Mater., 48(1), 71-77, 2003.
- (23) Inagaki, H., Z. Metallkd, 86, 275-280, 1995.

- (24) Inagaki, H., Z. Metallkd, 83, 97-104, 1992.
- (25) Inagaki, H., Z. Metallkd, 83, 304-309, 1992.
- (26) Yang, J. H., Wayman, C. M., Acta Metall. Mater., 40, 2011 - 2023, 1992.
- (27) Yang, J. H., Wayman, C. M., Mater. Characterization, 28, 23-35, 1992.
- (28) Yang, J. H., Wayman, C. M., Mater. Characterization, 28, 37-47, 1992.
- (29) Kikuchi, T., Kajiwara, S., Tomota, Y., Mater. Trans., JIM, 36, 719-728, 1995.
- (30) Ogawa, K., Kajiwara, S., Mater. Trans., JIM, 34, 1169-1176, 1993.
- (31) Kırındı, T., Sarı, U., Dikici, M., J. Alloys Compd., 475, 145-150, 2009.
- (32) Kırındı, T., Dikici, M., J. Alloys Compd., 407, 157-162, 2007.
- (33) Kırındı, T., Guler, E., Dikici, M., J. Alloys Compd., 433, 202-206, 2007.
- (34) Kırındı, T., Dikici, M., Bull. Mater. Sci., 28(2), 87-90, 2005.
- (35) Bentayeb, F. Z., Bouzabata, B., Alleg, S., Hyperfine Int., 128(4), 375-380, 2000.
- (36) Binnatov, K. G., Mekhrabov, A. O., Turkish Journal of Physics, 25, 121-127, 2001.
- (37) Mc Kie, D., Mc Kie, C., Crystalline Solids (Volume I, Essential of Crystallography), Blackwell Scientific Publications, Oxford, 1986.

- (38) Johari, O., Thomas, G., The Stereographic Projection and Its Applications, John Wiley and Sons, New York, 1969.
- (39) Christian, J. W., The Theory of Transformation in Metals and Alloys, Pergamon Press, London, 1975.
- (40) Kaufman, L., Cohen, M., Progress in Metal Physics, 7, 165-246, 1958.
- (41) Clark, H. M., Wayman, C. M., Phase Transformations, ASM, Metals Park, 110, Ohio, 1970.
- (42) Cohen, M., Olson, G. B., Clapp, P. C., In Proc. Intl. Conf. Mart. Trans. ICOMAT-79, Cambridge, MA, M.I.T, 1, 1979.
- (43) Durlu, T. N., J. Mater. Sci., 36 (23), 5665-5671, 2001.
- (44) Marinelli, P., Baruj, A., Pons, J., Sade, M., Guillermet, A., Cesari, E., Mater. Sci. Eng., A335-275, 137-146, 2002.
- (45) Hsu, Y. T., Zuyao, X., Mater. Sci. Eng., A273-275, 494-497, 1999.
- (46) Bowles, J. S., Mackenzie, J. K., Acta Metallurgica, 2, 224-234, 1954.
- (47) Bunshah, R. F., Mehl, R. F., Journal of Metals, 5, 1251-1258, 1953.
- (48) Kakeshita, T., Kuriowa, K., Shimizu, K., Ikeda, T., Yamagishi, A., Date, M., Mater. Trans. JIM, 34, 415-422, 1993.
- (49) Kakeshita, T., Kuriowa, K., Shimizu, K., Ikeda, T., Yamagishi, A., Date, M., Mater. Trans. JIM, 34, 423-428, 1993.
- (50) Durlu, T. N., Christian, J. W., Metal Science Journal, 8, 1-7, 1974.

- (51) Karaman, I., Şehitoglu, H., Call, K., Chumlyakov, Y. I., Maier, H. J.,  
Acta Mater., 48, 1345, 2000.
- (52) Bikas, C. M., Krishnan, M., Rao, V. V. R., Metall. Mater. Trans., 34A,  
1029-1042, 2003.
- (53) Wayman, C. M., Introduction to the Crystallography of Martensitic  
Transformations, The Macmillan Company, New York ,1964.
- (54) Khachaturyan, A. G., Theory of Structural Transformations in Solids,  
John Wiley-Sons, New York ,1983.
- (55) Kurdjumov, G. V., Sachs, G., Z. Phys., 64, 325-343, 1930.
- (56) Hull, D., Introduction to Dislocation, Pergamon Pres, London, 1965.
- (57) Bain, E. C., Nature of Martensite, Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng.  
(AIME), 70, 25-35, 1924.
- (58) Bhadeshia, H. K. D. H., ISIJ International, 42, 1059-1060, 2002.
- (59) Wayman, C. M., J. Less-Common Metals, 28, 97-105, 1972.
- (60) Wechsler, M. S., Lieberman, D. S., Read, T. A., Transs. AIME., 1503-  
1515, 1953.
- (61) Bowles, J. S., Mackenzie, J. K., Acta Metall., 2, 129-137,1954.
- (62) Mackenzie, J. K., Bowles, J. S., Acta Metall., 2, 138-147, 1954.
- (63) Ross, N. D. H., Crocker, A. G., Acta Metall., 18, 405-418, 1970.
- (64) Acton, A. F., Bevis, M., Mater. Sci. Eng., 5, 19-29, 1969.



- (65) Bowles, J. S., Dunne, D. P., Metal Science Journal, 7, 118-123, 1973.
- (66) Sarı, U., Şekil Hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni Alaşımında Martensitik Dönüşümler Üzerine Termal ve Mekanik Etkiler, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bil. Enst., Kırıkkale, 2004.
- (67) Kittel, C., Çeviri: Karaoğlu, B., Katıhal Fiziğine Giriş, Bilgitek Yayıncılık, İstanbul, 1996.
- (68) Tekerek, A. Ş., LaMn<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> Alaşımının Nanoparçacıklarının Manyetik ve Yapısal Özellikleri, Ankara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enst., Ankara, 2007.
- (69) <http://tr.wikipedia.org/wiki/demir>; <http://tr.wikipedia.org/wiki/mangan>, <http://tr.wikipedia.org/wiki/silisyum>, (Erişim tarihi : 12 Kasım 2009).
- (70) Wertheim, G. K., Mössbauer Effect, Principles and Applications, Academic Press, 1964.
- (71) Yaşar, E., Fe-%30Ni-%XMo Alaşımında Atermal ve İzotermal Martensitik Faz Dönüşümlerinin Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bil. Enst., Kırıkkale, 2005.
- (72) Güngüneş, H., Fe-%24,5Ni-%4,5Si Alaşımında Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri Üzerine Çalışmalar, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bil. Enst., Kırıkkale, 2005.
- (73) Güler, E., Fe-%29Ni-%2Mn Alaşımında Farklı Etkilerle Oluşan Martensitenin Bazı Fiziksel Özellikleri, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bil. Enst., Kırıkkale, 2005.
- (74) Durlu, T. N., J. Mater. Sci. Lett., 11, 702-705, 1992.

- (75) Akgün, I., Gedikoğlu, A., Durlu, T. N., J. Mater. Sci. 17, 3479-3483, 1982.
- (76) Shiming, T., Jinhai, L., Shiwei, Y., Scripta Metall. Mater., 25(11), 2613-2615, 1991.
- (77) Jiang, B. H., Sun, L., Li, R., Hsu, T. Y., Scripta Metall. Mater., 33(1), 63-68, 1995.
- (78) Reyhani, M. M., Mc Cormick, P. G., Mater. Sci. Eng., A160, 57-61, 1993.
- (79) Jian, L., Wayman, C. M., Scripta Metall. Mater., 27(3), 279-284, 1992.
- (80) Sarı, U., Guler, E., Kırındı, T., Dikici, M., J. Phys. and Chem. Solids 70, 1226-1229, 2009.
- (81) Sarı, U., Kırındı, T., Yuksel, M, Ağan, S., J. Alloys Compd., 476, 160-163, 2009.
- (82) Kırındı, T., Sarı, U., J. Alloys Compd., 488, 129-133, 2010.