

KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANA BİLİM DALI
YÜKSEK LİSANS TEZİ

Fe-%15Mn-%5Mo ALAŞIMINDA AUSTENİTE FAZIN
DEFORMASYONUNUN MARTENSİTE OLUŞUMUNA ETKİSİ

Deniz ARSLAN

Şubat 2010

Fizik Anabilim Dalında Deniz ARSLAN tarafından hazırlanan Fe-%15Mn-%5Mo ALAŞIMINDA AUSTENİTE FAZIN DEFORMASYONUNUN MARTENSİTE OLUŞUMUNA ETKİSİ Adlı Yüksek Lisans Tezinin Anabilim Dalı standartlarına uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. İhsan ULUER

Anabilim Dalı Başkanı

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

Yrd. Doç. Dr. Talip KIRINDI

Danışman

Jüri Üyeleri

Başkan : Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ _____
Üye (Danışman) : Yrd. Doç. Dr. Talip KIRINDI _____
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-%15Mn-%5Mo ALAŞIMINDA AUSTENİTE FAZIN DEFORMASYONUNUN MARTENSİTE OLUŞUMUNA ETKİSİ

ARSLAN, Deniz

Kırıkkale Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi

Danışman: Yrd.Doç. Dr. Talip KIRINDI

Ocak 2010, 52 Sayfa

Bu tez çalışmasında, Fe-%15Mn-%5Mo alaşımında termal etkili martensitik dönüşümler ve bu dönüşümler üzerinde austenite fazın deformasyonunun etkisi, SEM, TEM, X-Ray ve Mössbauer spektrometresi yöntemleri kullanılarak incelendi.

SEM gözlemlerinde austenite tane boyutunun, soğutma hızı ve plastik deformasyon miktarına bağlı olarak değiştiği görüldü. Deneysel çalışmalar sonucu alaşımın austenite γ fazında ϵ ve α' olmak üzere iki tür martensite yapının oluştuğu tespit edildi. Oluşan bu fazların kristalografik ve mikro yapı incelemeleri TEM ve X ışını analizi ile yapılarak örgü parametreleri hesaplandı. Fazların hacim miktarı Mössbauer spektroskopisi ile değerlendirildi. Elde edilen sonuçlardan ϵ , γ ve α' fazların hacim miktarı ve alaşımın iç manyetik alanının deformasyon oranına bağlı olarak değiştiği görüldü. Ayrıca alaşımın Mössbauer spektrumundan α' martensite fazın ferromagnetik, γ austenite ve ϵ martensite fazın ise paramagnetik karakter sergilediği görüldü.

Anahtar Kelimeler: Martensitik Dönüşümler, SEM, TEM, X-Ray, Austenite, Martensite, Mössbauer Spektroskopisi, Paramagnetik, Ferromagnetik

ABSTRACT

EFFECT OF DEFORMATION OF AUSTENITE PHASE ON MARTENSITE FORMATION IN AN Fe-%15Mn-%5Mo ALLOY

ARSLAN, Deniz

Kırıkkale University

Graduate School of Natural and Applied Science

Department of Physics, M. Sc. Thesis

Supervisor: Asst. Prof. Dr. Talip KIRINDI

February 2010, 52 pages

In this study, the thermally induced martensitic transformations and the effect of deformation of austenite phase on martensitic transformations in Fe-15%Mn-5%Mo alloy were investigated by means of SEM, TEM, X-Ray and Mossbauer Spectroscopy.

SEM observations show that austenite grain size changes with cooling rates and the amount of plastic deformation applied the austenite phase. Experiments reveal that two distinct types of martensite structure, namely ϵ and α' martensites, form in the austenite γ phase of this alloy. The crystallographic and microstructure of these phases were investigated by TEM and X-Ray and lattice parameters of these phases were calculated. The volume fractions of γ, ϵ and α' phases were evaluated by Mossbauer spectroscopy. According to Mössbauer results, the volume fractions of ϵ , γ and α' phases and the internal magnetic field change with deformation rate in this alloy. In addition, the Mossbauer spectra of the alloy show that the α' martensite phase has a ferromagnetic character whereas the γ austenite and ϵ martensite phases display a paramagnetic character.

Key Words: Martensitic Transformations, SEM, TEM, X-Ray, Austenite, Martensite, Mossbauer Spectroscopy, Paramagnetic, Ferromagnetic

TEŞEKKÜR

Tezimin hazırlanması esnasında hiçbir yardımı esirgemeyen ve biz genç araştırmacılara büyük destek olan, bilimsel deney imkanlarını sonuna kadar bizlerin hizmetine veren, tez yöneticisi hocam, Sayın Yrd. Doç. Dr. Talip KIRINDI' ya, tez çalışmalarım esnasında, bilimsel konularda daima yardımını gördüğüm hocam Sayın Doç. Dr. Uğur SARI' ya, tezimin hazırlanması sırasında yardımlarını esirgemeyen Fizik Bölümü hocalarıma, çalışmalarım da her zaman maddi ve manevi yardımlarını esirgemeyen sevgili babam Ünal BAYRAM, sevgili annem Fatma BAYRAM'a, ve son olarak bana birçok konuda olduğu gibi, tezimi hazırlamam esnasında da yardımlarını esirgemeyen sevgili eşim Ali ARSLAN ve sevgili oğlum Emin Alp ARSLAN'a sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER	iv
ÇİZELGELER DİZİNİ	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
SİMGELER DİZİNİ	ix
1. GİRİŞ	1
1.1. Literatür Özeti	2
1.2 Çalışmanın Amacı	3
2. MATERYAL VE YÖNTEM	3
2.1. Martensitik Faz Dönüşümü	3
2.1.1. Martensitik Faz Dönüşümlerinin Oluşumu	6
2.1.2. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği	7
2.1.3. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri	10
2.1.4. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Özellikleri	14
2.2. Austenite-Martensite Faz Dönüşümüne Etkileri	18
2.2.1. Uygulanan Dış Zorun Etkisi	18
2.2.2. Isı ve Sıcaklık Değişiminin Etkisi	18
2.3. Martensitik Dönüşümlerde Örgü Kusurlarının Etkisi	19
2.3.1. Dislokasyonların Etkisi	19
2.4. Martensitik Faz Dönüşümüne Manyetik Etki	20
2.4.1. Katı Cisimlerin Manyetik Özellikleri	20
2.4.2. Manyetizmanın Temeli	21
2.4.3. Manyetizma Türleri	21
2.4.4. Diyamanyetizma	22
2.4.5. Paramanyetizma	22
2.4.6. Ferromanyetizma	23
2.5. Gama Işınlmasının Rezonansla Soğurulması ve Mössbauer Olayı.	23
2.6. İzomer Kayma	26
2.7. Mössbauer Spektrumunun Elde Edilmesi	27

2.8. Mössbauer Spektrometresi Sistemi	28
2.9. Deneysel Materyal ve Yöntem	29
2.9.1. Numunenin Hazırlanması	29
2.9.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri için Numunenin Hazırlanması	30
2.9.3. Numunelerin Mössbauer Spektroskopisi incelemeleri için Hazırlanması	30
2.9.4. X-Ray Numunelerinin Hazırlanması	31
2.9.5. Numunelerin TEM Hazırlanması	31
3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA	32
3.1. Fe-Mn-Mo Alaşımında Martensitik Faz Dönüşümünün İncelenmesi	32
3.2. Austenite Fazın Deformasyonunun Martensite Oluşumuna Etkisi	38
3.3. Fe-%15Mn-%5Mo Alaşımının Manyetik Özelliklerinin Mössbauer Spektrum ile İncelenmesi	40
4. SONUÇ	44
KAYNAKLAR	46

ÇİZELGELER DİZİNİ

ÇİZELGE

Sayfa

3.1. Isıl işlem ve zor + ısıl işleme tabi tutulan numunelere ait dönüşüm miktarları	43
---	----

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>ŞEKİL</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Austenite ve martensite fazların kimyasal serbest enerjilerinin Sıcaklıkla değişim	5
2.2. a) Fe-%30 Ni alaşımında elektriksel direncin sıcaklığa göre değişimi, b) Cu-Zn alaşımları için, martensitik dönüşümlerde elektriksel direncinsıcaklıkla değişimi	9
2.3. Bain Dönüşümü	11
2.4. a) f.c.c. kristal yapı, b) b.c.c. kristal yapı	15
2.5. (111) _γ düzlemindeki kesme doğrultulan a) N ilişkisi, b) K-S ilişkisi ...	16
2.6. Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama'nın ileri sürdükleri $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümlerinde kesme mekanizmaları arasındaki ilişki	17
2.7. Ferromanyetik bir maddenin mıknatıslanmasının sıcaklıkla değişimi	22
2.8. Uyarılmış durumdan taban duruma geçiş	24
2.9. γ fotonu yayınlayan çekirdek eşit momentumla geri teper	24
2.10. Yayınlama ve Soğurma Çizgileri	26
2.11. Fe'nin taban ve uyarılmış düzeneklerinin manyetik alanda yarılması	28
3.1. 1200 °C de 12 saat ısıtılma tabi tutulan ve fırında soğutulan numunenin SEM resmi	33
3.2. 1200 °C de 12 saat tavlama ve oda sıcaklığında ki suda hızlı soğutulan numuneye ait yüzey gözlemi	33
3.3. 1200 °C de 12 saat ısıtılma tabi tutulan ve hızlı soğutulan numunenin a) Tem görüntüsü, b) ϵ ait elektron kırınım deseni ve c) α' ait elektron kırınım deseni	36
3.4. 1200 °C de 12 saat ısıtılma tabi tutulan ve oda sıcaklığında suda soğutulan numunenin X-Ray sonucu	37

3.5.	1200 °C de 12 saat ısıtılma tabii tutulan ve fırında soğutulduktan sonra oda sıcaklığında a) %6, b) %10 c) %20 plastik deformasyona uğratıldıktan sonra 1000 °C de 30 dak. ısıtılma tabii tutulan ve oda sıcaklığında ki suya atılarak hızlı soğutulan numunelerin yüzey gözlemleri	38
3.6.	Fe-%15Mn-%5Mo numunesine ait a) suda soğutulmuş numuneye, b) %6 deformasyon, c) %10 deformasyon d) %20deformasyon Mössbauer Spektrumları	40
3.7.	Hızlı soğutulan ve Fırında soğutulduktan sonra plastik deformasyona uğratılan numunelere ait zorlanma (%) ve Martensite-Austenite(%) grafiği	43

SİMGELER DİZİNİ

SİMGE

A_s	Martensite – austenite ters dönüşüm başlama sıcaklığı
A_f	Martensite – austenite ters dönüşüm tamamlama sıcaklığı
M_s	Martensite – austenite ters dönüşümünün başlama sıcaklığı
M_f	Martensite – austenite ters dönüşümünün bitiş sıcaklığı
T_0	Martensite – austenite fazların dengede bulunduğu sıcaklık
ΔG	Serbest enerji değişimi
E	Sistemin potansiyel ve kinetik enerjileri toplamı
T	Mutlak sıcaklık
$^{\circ}\text{C}$	Santigrat derece
S	Entropi
H	Entalpi
P	Basınç
V	Hacim
G	Gibbs serbest enerji
\vec{M}	Manyetizasyon
\vec{B}	Toplam manyetik alan
\vec{B}_0	İletkenin manyetik alanı
\vec{B}_m	Maddenin oluşturduğu manyetik alan
\vec{H}	Manyetik alan şiddeti
μ	Manyetik dipol moment
μ_0	Uzayın manyetik geçirgenliği
χ	Alınganlık
T_c	Kritik sıcaklık
T_n	Cuire sıcaklığı
γ	Yüz merkezli kübik yapı
α	Hacim merkezli tetragonal yapı
α'	Hacim merkezli kübik yapı
ϵ	Sıkı paketlenmiş hegzagonal yapı

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
TEM	Geçirmeli Elektron Mikroskobu
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
X-Ray	

1. GİRİŞ

Teknolojik gelişmelerin getirdiği gereksinimlerden dolayı; metal ve metal alaşımlarının mekanik ve fiziksel özelliklerinin anlaşılması pek çok bilimsel çalışmaya konu olmuştur. Özellikle sıcaklık, zor ve zorlanma ve bunların farklı bileşimleri gibi etkilere maruz kalan bazı metal ve metal alaşımlarda görülen olağanüstü mikro yapısal değişiklikler ve bunun sonucunda oluşan makroskobik şekil değişimlerinin atomik boyuttaki nedenleri açıklanmaya çalışılmıştır (1).

Katıhal fiziğinde önemli bir yere sahip olan martensitik faz dönüşümü, difüzyonsuz olarak gerçekleşen bir katı→ katı faz dönüşümüdür. Bu olay ilk defa Alman bilim adamı A.Martens tarafından demir alaşımında gözlenmiş ve daha sonra bu tip dönüşümler martensitik dönüşüm şeklinde Alman bilim adamının adıyla anılmıştır (2).

Martensitik dönüşümlerde belli bir kristal yapıya sahip olan alaşım fiziksel etkiye maruz kaldığında düşük serbest enerjili düşük sıcaklık fazındaki yeni bir kristal yapıyı tercih eder. Yüksek sıcaklık fazına austenite, düşük sıcaklık fazına martensite adı verilir (3).

Metal ve alaşım sistemlerindeki faz dönüşümleri; çekirdeklenme-büyüme dönüşümleri ve martensitik dönüşümler olmak üzere iki sınıfa ayrılır. Çekirdeklenme-büyüme dönüşümleri sabit sıcaklıkta termal etkileşme ile difüzyonlu olarak meydana gelirken martensitik dönüşümler, sistemin sıcaklığı değiştirilerek veya dış zor uygulanarak meydana gelebileceği gibi her iki etkinin birlikte uygulanması ile de gerçekleşebilir. Sıcaklık etkisiyle oluşan martensitik dönüşümler alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olarak gerçekleşir (2). Atermal özellik gösteren martensite dönüşümler zamandan bağımsız olarak oluşurken izotermal özellik gösteren martensite dönüşümleri ise zamana bağlı olarak oluşur. İlk olarak Fe ve Fe bazlı alaşımlarda gözlenen martensite faz dönüşümlerinin yapılan çalışmalar sonucunda birçok metal ve metal alaşımında da gözlemlendiği ortaya çıkmıştır (4).

Fe bazlı alaşımlarda ortaya çıkan martensitik dönüşümler genellikle yüz merkezli kübik f.c.c. yapıdaki ana fazın, hacim merkezli kübik b.c.c. hacim merkezli tetragonal b.c.t. veya sıkı paketlenmiş hegzagonal h.c.p. yapılardaki martensite faza dönüşümü şeklinde ortaya çıkar. Martensite faz dönüşümü ilk çelikte gözlenmekle beraber daha sonraları yapılan araştırmalarla birlikte bazı saf metallerde ve alaşımlarda da gözleendiği görülmüştür (4).

1.1. Literatür Özeti

İlk olarak Fe ve Fe bazlı alaşımlarda gözlenen difüzyonsuz faz dönüşümleri birçok çalışmaya temel olmuştur. Fe bazlı alaşımlarda gözlenen martensitik dönüşümler genelde f.c.c. yapıdaki ana fazın hacim merkezli kübik yapı b.c.c' ye veya sıkı paketlenmiş hegzagonal h.c.p. yapısına dönüşümü şeklinde ortaya çıkar (3-11).

Fe-Mn bazlı alaşımlarda alaşım içerisinde Mn oranına göre f.c.c. yapıdan b.c.c. yapıya veya f.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya difüzyonsuz faz dönüşümü termal veya zor etkisiyle oluşabilmektedir. Mn oranı yaklaşık olarak %10'dan aşağı olan alaşımlarda α' b.c.c. martensitik dönüşüm oluşurken, %10' un üzerinde Mn oranına sahip Fe alaşımlarında α' ve ϵ türü martensitik dönüşüm meydana gelir (4).

Fe-Mn-Si alaşımlarında termal etki ile ϵ türü martensite oluşurken, Fe-Mn-Si-Cr alaşımlarında termal etki ile ϵ türü martensite oluşur. Zor etkisi ile hem ϵ hem de α' martensite oluşmaktadır (8,12-15).

Fe-Mn-Mo alaşımlarında yapılan çalışmalarda Mn ve Mo oranına göre dönüşüm α' veya ϵ olmaktadır. Bu alaşımlarda Mo oranı sabit Mn oranı %18' den düşük olduğunda α' martensite miktarı ϵ martensite miktarına göre daha fazladır (16).

Fe-Mn-Mo alaşımlarında iki tür dönüşüm meydana gelir ve bu dönüşümler alaşımın fiziksel özelliklerini değiştirir. Özellikle manyetik özellikler değişir (17).

Deformasyon etkisi ile meydana gelen ϵ ve α' martensite bu aralıkta ki (% 17) Mn miktarlarında antiferromanyetik ve paramanyetik özellik kazandırmaktadır (17).

1.2. Çalışmanın Amacı

Metal ve metal alaşımlarının sahip olduğu mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikler büyük ölçüde bunların içyapılarına bağlıdır. Uygulanan bir dış etki ile malzemenin fiziksel özelliklerinde meydana gelen değişmelerin nedeni ancak içyapı göz önüne alınarak açıklanabilir. Bir kristal veya amorf yapı içerisindeki atomların dizilme şekilleri, katının hem fiziksel hem de mekanik özelliklerini etkiler. Dolayısıyla herhangi bir dış etki sonucu kristal yapıda meydana gelen değişme, katının fiziksel özelliklerini büyük ölçüde değiştireceği için bu olay hem bilimsel hem de teknoloji uygulamaları bakımından çok önemlidir (4,18).

Bu yüksek lisans çalışmasında Fe-%15Mn-%5Mo alaşımında termal ve deformasyon etkisi ile meydana gelen martensitik dönüşümün mikro yapısı ve kristalografik özellikleri incelenecektir. Termal ve plastik zorlanmanın martensitik dönüşümler ve alaşımın manyetik özellikleri üzerine etkisi araştırılacaktır.

2. MATERYAL VE YÖNTEM

2.1. Martensitik Faz Dönüşümü

Bir materyalde iç yapı yönünden farklı olan kısımlara faz denir. Her faz atomların homojen olarak dizilmeleri sonucu oluşan belirli bir yapıya sahiptir ve fiziksel olarak maddenin diğer kısımlarından ayrılır. Cisimler denge kuvvetleri etkisi altında en düşük enerjili denge konumunda bulunan atomlar grubundan oluşurlar (19). Homojen olarak dizilmiş atomlar kararlı denge halinde belirli bir faz meydana getirirler. Ancak uygulanan bir fiziksel etken ile cismin enerji içeriği değişirse mevcut enerji dengesi bozulur ve atomlar buldukları konumdan daha düşük enerji gerektiren başka bir denge konumuna geçerek değişik biçimde düzenlenir. Böylece

yeni bir denge yapısı yani yeni bir faz oluşur. Belirli fazlardan oluşan bir denge yapısının değişik fazlardan oluşan diğer bir denge yapısına geçişi şeklinde gerçekleşen bu olaya "faz dönüşümü" denir (19). Bir katıda faz dönüşümleri, difüzyonlu ve difüzyonsuz olmak üzere iki şekilde gerçekleşir. Faz dönüşümü sırasında yapıyı oluşturan atomların birbirine göre konumları ya da komşulukları değişiyorsa bu dönüşüme difüzyonlu faz dönüşümü, dönüşüm sırasında atomların birbirine göre konumları ya da komşulukları değişmiyorsa bu dönüşüme de difüzyonsuz faz dönüşümü denir (2). Genelde, tüm metal ve metal alaşımları, atomların difüzyonlu bir oluşumla yer değiştirmeyecekleri kadar hızlı bir şekilde soğutulduklarında difüzyonsuz faz dönüşümü gösterirler. Bu tür bir oluşum martensitik faz dönüşümü olarak tanımlanır. Difüzyonsuz özellikleri nedeni ile martensitik faz dönüşümleri, kristalografik olarak, atomların atomlar arası uzaklıklardan daha küçük uzaklıklarda yer değiştirdikleri dönüşümler şeklinde de tanımlanabilirler (2).

Fazların oluşumu ve dönüşümleri üzerinde; sıcaklık, basınç ve bileşim olarak üç temel etki vardır. Bir fazdan diğer faza dönüşüm olması için sistemin son faza göre kararsız olması gerekir. Sabit sıcaklık ve basınçta sistemin kararlılığı

$$G = H - T.S \quad (2.1)$$

şeklinde tanımlanan Gibbs serbest enerjisinin en küçük değeri ile belirlenir. Burada; H: Entalpi, T: Mutlak sıcaklık, S: Sistemin entropisidir. Entalpi sistemin ısı miktarının ölçüsüdür ve

$$H = E + P.V \quad (2.2)$$

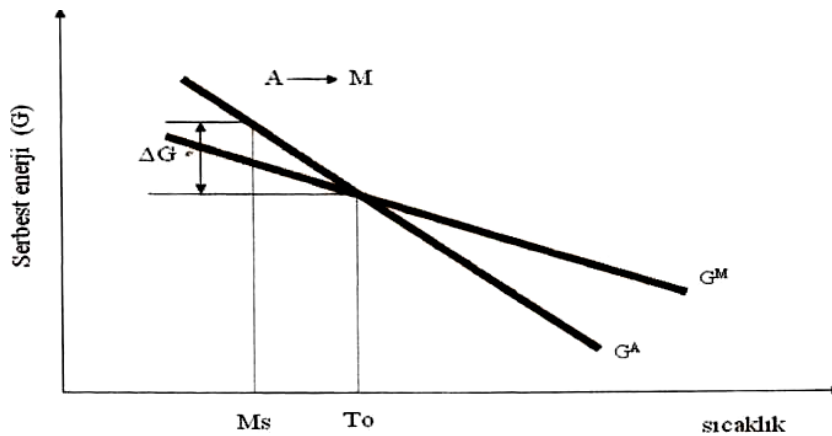
ile verilir. Burada E: Sistemin iç enerjisi, P: Basınç, V: Hacimdir. İç enerji, bir sistemdeki atomların kinetik ve potansiyel enerjilerinin toplamından oluşur. Kinetik enerji, katıda atomların titreşimlerinden doğarken potansiyel enerji sistemdeki atomlar arası bağlar ve etkileşimlerden kaynaklanır. Sistemin iç enerjisindeki değişime bağlı olarak ısı miktarı değiştiğinde faz dönüşümü meydana gelir. Öte yandan ısı miktarı (Eşitlik 2.2), sabit basınç altında sistemin hacmindeki değişime de

bağlıdır. Ancak katılarda PV terimi E ile kıyaslandığında ihmal edilebilir ve $H \approx E$ alınabilir.

Sistemin Gibbs serbest enerjisinde etkili olan bir diğer etki ise sistemin girilebilir durumlarının bir ölçüsü olan entropidir. Düşük sıcaklık katı fazları, güçlü atomik bağlanmaya ve böylece en düşük iç enerjiye (entalpiye) sahip olduğu için en kararlı fazları meydana getirir. Sistem üzerindeki şartların değişmesi, sistemin en düşük iç enerjili atomik dizilimi tercih etmesine neden olur (2). Bir materyal için serbest enerjinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi Şekil 2.1'de verilmiştir. Fazlar arasındaki serbest enerji değişimi,

$$\Delta G^{A \rightarrow M} = G^A - G^M \quad (2.3)$$

şeklinde verilebilir. Burada G^A ve G^M sırasıyla ana ve ürün fazın serbest enerjileridir. Denge sıcaklığı olarak tanımlanan T_0 sıcaklığındaki iki fazın serbest enerjileri eşit ve farkları sıfırdır. T_0 denge sıcaklığının altında fark sıfırdan büyüktür ve ürün faz serbest enerjisi daha küçük olduğu için daha karardır. T_0 'ın üstündeki sıcaklıklarda ise fark sıfırdan küçüktür ve ana faz daha karardır. Minimum serbest enerji kuralına göre bir sistem birçok değişik durumlara izin verirse sistemin bu durumlardan en düşük serbest enerjili olanını seçmesi beklenilir. Serbest enerji farkı (Eşitlik 2.3) faz dönüşümü için gerekli olan sürücü kuvvet olarak adlandırılır.



Şekil 2.1. Austenite ve martensite fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi (2,5)

2.1.1. Martensitik Faz Dönüşümlerinin Oluşumu

Martensitik dönüşümlerin yapılan çalışmalar sonucu metallere birlikte metalik özellik taşımayan kristallerde, minarellerde ve bileşiklerde de gözlenebileceği ortaya çıkmıştır (2). Dönüşüm difüzyonsuz olarak gerçekleşmesi dönüşüm süresince kompozisyonun sabit kalmasını sağlar ve materyal termodinamiksel olarak tek bileşenli bir sistem gibi davranır (2,7).

Martensite oluşumu ile ilgili çekirdeklenme ve dönüşüm modelleri, dislokasyon gruplarından oluşan martensite kristal çekirdeklerinin ana austenite faz içerisindeki kristal yapı bozukluklarından oluştuğunu varsaymış ve bu daha sonra deneysel gözlemlerle kanıtlanmıştır (7).

Dislokasyon türü çizgisel yapı kusurlarından oluşan martensite çekirdekleri dönüşümün başlarında ana austenite yapı içerisinde gelişmiş güzel dağılımlı (heterojen) bir şekilde ortaya çıkar ve dönüşüm ilerledikçe bu çekirdekler büyüyüp üç boyutta genişleyerek austenite yapıdan martensite yapıya faz dönüşümü gerçekleşir (7). Martensite kristallerinin büyümesi birbirlerine veya tane sınırlarına çarpana kadar hızla devam eder. Atomların seyrek dizildiği tane sınır bölgesinin enerjisi tanelerden daha yüksektir. Bu nedenle tane sınırları da çekirdeklenme noktaları olarak davranır ve ana fazın kararsız olmasını sağlarlar. Diğer taraftan komşu tanelerle uyum sağlayamadıkları için dislokasyon hareketini engeller (4).

Austenite ve martensite yapı arasındaki serbest enerji farkı ile oluşan martensitik faz dönüşümlerinin, genelde üç tür fiziksel etki ile oluştuğu bilinmektedir. Austenite yapının sıcaklığının hızla düşürülmesi ile dönüşüm sağlanabileceği gibi, ana faza deformasyon veya her iki etkinin beraber uygulanması ile de dönüşüm ortaya çıkabilir (20). Martensitik faz dönüşümünde austenite yapı tümü ile martensite yapıya dönüşmez. Dönüşüm sonrası martensite kristalleri homojen olmayan bir dağılımla, austenite yapı içerisinde serpilmiş olarak açığa çıkar ve değişik şekillere sahip olabilir. Termal etki ile oluşan martensitik dönüşümün başlayabilmesi için; austenite yapının sıcaklığı, austenite ve martensite kristallerinin kararlı halde buldukları T_0 denge sıcaklığının altına düşürülmelidir. Sıcaklığın T_0 'ın altına

düşürülmesi esnasında martensite başlama sıcaklığına (M_s) ulaştığı zaman dönüşüm başlar. Bu durumda kristal yapı, yüksek sıcaklıktaki kararlı durumdan daha düşük sıcaklıktaki kararlı duruma geçer ve böylece austenite fazdan martensite faza dönüşüm gerçekleşir. Dönüşümü ortaya çıkaran fiziksel etkinin büyüklüğü ve cinsi, materyalin kompozisyonu ve içerisinde bulunan elementlere bağlıdır (2). Austenite faza dışarıdan uygulanan mekanik zor ile de martensitik faz dönüşümü gerçekleşebilir (21). Dışarıdan uygulanan zor; martensite kristalinin oluşumunu kristalografik açıdan kolaylaştırıcı doğrultuda ise, bu durumda dönüşüm için daha az bir sürücü kuvvet gerekeceğinden, M_s sıcaklığı yükselecektir (22). Uygulanan zor martensite kristalinin oluşumunu engelleyici yönde ise bu durumda dönüşüm için daha büyük bir sürücü kuvvet gerekeceğinden, M_s sıcaklığı düşecektir (23). Martensitik dönüşüm için deformasyon sıcaklığının M_s sıcaklığının üstünde olması önemlidir. Bu sıcaklığın üzerinde bir sıcaklıkta, austenite veya austenite ve martensitenin bulunduğu duruma uygulanan zor dönüşüm için bir tetikleme görevi yapar (2). Bu şekilde oluşan bir dönüşüm, termal etkiyle önceden oluşmuş çekirdeklenme yerlerinde fakat zor etkisiyle gerçekleşir. Yani uygulanan zor ile yeni çekirdeklenme oluşmaz, zor öncesi var olan çekirdeklenme bölgelerinde oluşum gerçekleşir. Bu şekilde oluşan martensite zor- etkili martensite (stress-induced) olarak isimlendirilir. Şayet dönüşüm, plastik deformasyon sonucu yeni çekirdeklenmeler oluşarak meydana geliyorsa bu şekilde oluşan martensite zorlanma-etkili martensite (strain-induced) olarak adlandırılır.

Plastik zorlanmanın neden olduğu martensitenin oluşum mekanizması ve morfolojisi atermal olarak meydana gelen martensiteden farklı olmasına rağmen bu martensitelerin kinetik ve kristalografik özellikleri benzerdir. Austenite kristal yapıya dışarıdan uygulanan manyetik alan etkisi sonucunda da martensite oluşur (2).

2.1.2. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği

Martensitik dönüşümlerde kinetik olarak, atermal ve izotermal özellikli olmak üzere iki farklı oluşum gözlenir. Bu oluşumlar martensite miktarının zamana ve sıcaklığa

bağlı oluşuna göre sınıflandırılır. Bir martensitenin oluşumu yalnızca sıcaklığın değişimine bağlı ise bu tür oluşumlar atermal martensite olarak adlandırılır.

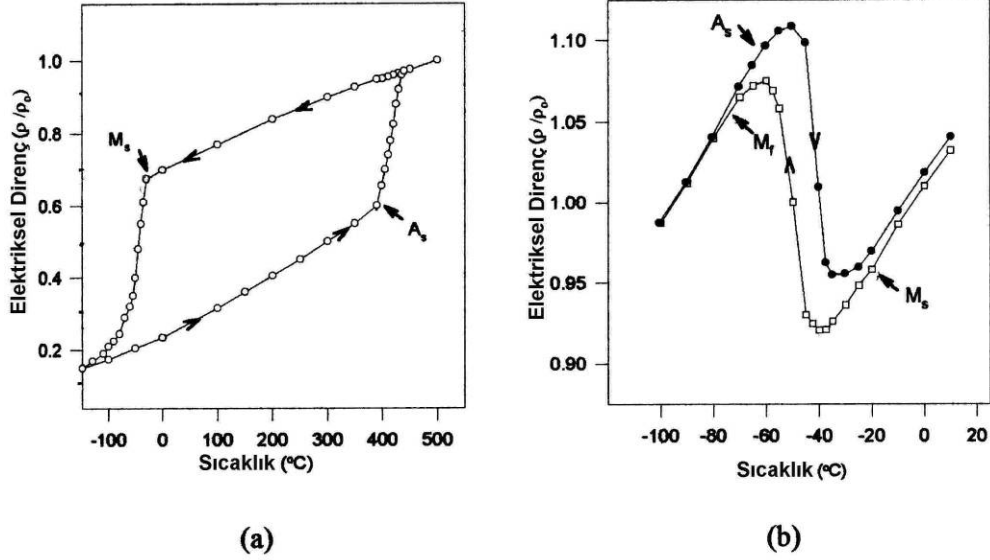
Atermal özellik gösteren martensite faz dönüşümlerinin genel kinetik özellikleri sıralanacak olursa (2);

- 1- Dönüşüm miktarı zamandan bağımsızdır
- 2- Dönüşüm miktarı sıcaklığın fonksiyonudur
- 3- Dönüşüm hızı sıcaklığa bağlı değildir
- 4- Soğutma ile elde edilen ürün faz daha sonra yüksek sıcaklıkta tekrar ana faza dönüşebilir.
- 5- Plastik zorlanma atermal dönüşümü etkileyebilir.

Bazı dönüşümlerde ise martensitik dönüşüm, izotermal ve gözle görülebilecek kadar yavaş olabilir. Bu tür reaksiyonlarda, çekirdeklenme zamana bağlıdır, yani oluşan çekirdeklenme sabit bir sıcaklıkta zamanla devam eder. İzotermal martensitik dönüşümlerde M_s sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda yeni martensite kristalleri oluşabileceği gibi daha önce oluşanlar da hacimce büyüme gösterebilirler. Bu reaksiyonlarda kritik adım çekirdeklenme olarak gösterilir. Reaksiyon oluşan çekirdeklerin büyümesinden daha çok yeni plakaların çekirdeklenmesi ile ilerler. Genelde izotermal ve atermal reaksiyonların başlama evresinin aynı olduğu kabul edilir (24,25).

Martensitik faz dönüşümleri belirli fiziksel şartlar altında tersinir olma özeliği gösterirler. Termal etki ile oluşan martensitik faz dönüşümlerinde kristalin soğutulması sırasında, elektriksel dirençte ani bir değişim gözlenir. Bu değişim M_s sıcaklığında başlar. Dönüşüm tamamlandıktan sonra tersinir dönüşümün başlayabilmesi için kristale ısı verilmelidir. Bu işlem sırasında austenite başlama sıcaklığına karşılık gelen kritik bir sıcaklıkta, elektriksel dirençte tekrar ani bir değişim gözlenir ve ısıtma işlemine devam edilirse, martensite yapıdan austenite yapıya tersinir dönüşüm gerçekleşmiş olur (2,26). Şekil.2.2.a'da Fe-30%Ni alaşımı için elektriksel direncin sıcaklık ile değişimi gösterilmektedir. Şekilde görüldüğü gibi M_s sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda elektriksel dirençte ani bir değişimle tersinir dönüşüm başlar.

Tersinir dönüşüm sonucu oluşan tersinir austenite yapının mekanik özellikleri, yüksek yoğunluklu örgü kusurlarından dolayı önceki austenite yapıdan farklıdır (27).



Şekil 2.2. a) Fe-Ni alaşımında, b) Cu-Zn alaşımında dönüşüm esnasında elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi (2)

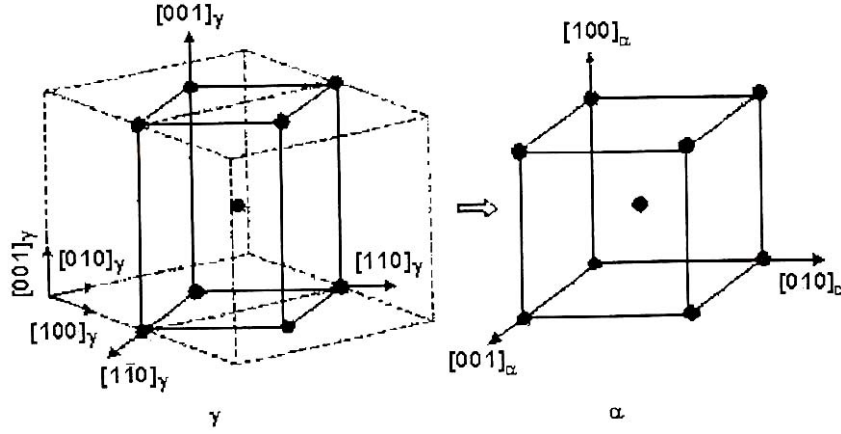
Sıcaklık değişimi ile oluşan ve tersinir özellik gösteren bazı özel martensiteler, termoelastik martensiteler olarak adlandırılır ve genellikle az da olsa austenite kristal yapı içerisinde kayma (slip) türü kristal yapı bozuklukları içerir (2). Martensitik dönüşümlerde, sabit sıcaklıkta uygulanan zor etkisiyle oluşan (stres-induced) martensiteler, austenite başlama sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklara ısıtıldığında, ters doğrultuda zorlanma etkisiyle yeniden austenite yapıya dönüşebilir. Tersinir dönüşüm ısıtma esnasında tamamlanır ve tersinir austenite dönüşümden sonra yüksek yoğunlukta dislokasyon içerir (2). Birbirini izleyen ısıl işlem esnasında, tersinir austenitenin yeniden kristalleşmesi yoluyla oluşum gerçekleşir. Martensite yapının plastik deformasyonu ile martensite yapı içerisinde dislokasyon yoğunluğu artar ve martensite yapı içerisinde çok miktarda kayma bandları oluşur. Dislokasyonlar ve kayma bandları tersinir austenitenin oluşmasına yardımcı olur (28).

2.1.3. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri

Martensite faz dönüşümlerinde, atomik hareketler için detaylı inceleme 1924 yılında Bain tarafından yapılmıştır. Kurdjumov ve Sachs ve Nishiyama, f.c.c.→b.c.c. dönüşümünü incelerken Burgers Zr metalinde b.c.c.→h.c.p. dönüşümünü incelemiştir (29). Bu teoriler gerçek örgü kesmesi ile atomların hareketlerini kullanarak önemli başarılar elde etmişlerdir. Ayrıca teorilerde ana yapı ile martensite yapı arasındaki yönelim ilişkisi göz önüne alınır. 1950' li yıllarda en genel şekilde martensite kristalografisi teorisi geliştirildi. Aşağıda söz edilen teoriler homojen (Bain) ve inhomojen (shear) zorlanma kısımlarının her ikisini de kapsamaktadır (30). Wechsler, Lieberman ve Read (WLR) (30), Bowles ve Mackenzie (BM)(31,32) teorileri en genel şekilde uygulanabilir ve ana faz ve martensite arasındaki dönmeyen ve bozulmayan düzlem olan alışım düzlemine göre formülleştirilir. Bu da doğal olarak iki faz arasındaki yönelim ilişkisini vermektedir (1).

α b.c.c. yapının γ f.c.c. yapıdan austenite küp eksenlerinden birinin % 20 civarında bir büzülme ve ona dik doğrultularda % 12 lik bir uzamayla elde edilebileceği Bain tarafından gösterilmiştir (1).

Dönüşüm mekanizmasında, dönüşümden önce ve sonra atomik komşulukların korunduğu kabul edilir (4,30). Bain, austenite yapının deformasyonu için Şekil 2.3'de verilen modeli ortaya koymuştur. Böyle bir homojen bozulma bir örgüyü başka bir örgüye dönüştürür. F.c.c. den b.c.c. veya b.c.t. dönüşüm özel bir durumdur ve Bain bozulması olarak isimlendirilir.



Şekil 2.3. Bain Dönüşümü

Martensitik dönüşüm kristalografisi üzerine geliştirilen teorilerin çıkış noktasını değişmez düzlem zorlanması oluşturmuştur. Çünkü dönüşüme ait kristalografik özellikler ancak değişmez düzlem zorlanması ile tanımlanabilmiştir. Kristalografik teoriler, değişmez düzlem zorlanmasını baz alarak yönelim bağıntıları, alışım düzlemleri, şekil değişimi ve diğer dönüşüm karakteristiklerini açıklamışlardır (33,34).

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 ürün fazın 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, ikinci bir zorlanma ile bunun gerçekleştirilmiş olması beklenir, işte bu ikinci zorlanma, ikizlenme (twinning) veya kayma (slip) gibi birim hücreyi bozmadan hacimsel yapı bozukluğu oluşturabilen oluşumlardır. Mikroskobik çalışmalar bu tür oluşumların varlığını baştan itibaren kanıtlamıştır. Martensite faz dönüşümde meydana gelen kayma, ikizlenme kusurları, yığılma kusurları, dislokasyonlar gibi örgü kusurları arasındaki ilişki tam olarak açıklanamamıştır (2,4).

Martensitik dönüşümlerin geometrik özelliklerinden ayrıntılı atomik yer değiştirmeleri ve yer değiştirmenin meydana geliş mekanizmasını anlamak için değişik çalışmalar yapılmıştır (30,32). Bu teorilerden biri olan WLR teorisi martensite plakaların üzerinde şekillendiği austenite düzlemlerinin, austenite ve martensite kristal eksenleri arasındaki yönelim bağımlılığının ve gözlenen makroskobik bozulmaların hesaplanmasını mümkün kılar. Bu hesaplamalar için gerekli olan sadece austenite ve martensite fazların örgü sabitleridir. Martensitenin oluşması için austenitenin homojen olarak dönüşen herhangi bir hacminin uğradığı distorsiyon (distorsion), Şekil 2.3' de ilk olarak Bain tarafından teklif edildiği gibidir. Küp ekseninde biri boyunca meydana gelen büzülme bu eksene dik olan bütün doğrultudaki uzama ile birleştirildiğinde, bu olay dönüşüme eşlik eden saf (pure) distorsiyonla anlatılır. Bir saf distorsiyon, cisimde bozulma sırasında dönmeden kalan sabit ortogonal eksenlerin bir grubunun varlığını karakterize eder (bunlar distorsiyonun ana eksenleri olarak adlandırılır). Eksenlerin böyle bir grubunun olamaması karışık (impure) distorsiyon olmasının bir kanıtıdır. Bir karışık distorsiyon, her zaman bir saf distorsiyon ile katı cisim dönmesinin birleştirilmesinden elde edilir. Bir austenite tek kristalin martensite tam olarak dönüşümü sırasında meydana gelen distorsiyon hem karışık hem de inhomojendir (30,35).

WLR teorisi

$$F = RBS \quad (2.4)$$

denklemleri ile verilir. (2.4) denkleminde F (shape strain) toplam şekil deformasyonunu, B Bain zorlanması, S basit kesme zorlanması ve R katı cisim dönmesini temsil etmektedir. Bu denklemlerde verilen R, B ve F (3x3) tipinde matrislerdir (30).

BM teorisi mekanizma olarak WLR teorisine benzet fakat hesaplama üstünlükleri sağlayacak şekilde oluşturulur. BM teorisi

$$FC = RB \quad (2.5)$$

denklemleri ile verilir. Burada C tamamlayıcı kesmedir (complementary shear). F , R ve B ise WLR teorisinde tanımlandığı gibidir. (2.5) denklemi

$$F = RBC^{-1} \quad (2.6)$$

şeklinde yazılır. (2.6) denklemi (2.4) denklemi ile kıyaslandığında, benzerlik görülebilir. C^{-1} , WLR'deki inhomojen kesmenin tersi olan tamamlayıcı kesmeyi temsil eder. C ve S aynı düzlemdeki kesmelerdir fakat yönelimleri zıttır.

Yapılan elektron mikroskopu deneylerinde az da olsa bazı martensite kristallerinde, ikizlenme ve kayma türü şekil bozulmalarının sayısının yukarıda anlattığımız teorilerin aksine birden fazla olabileceğini gösterdi (2). Ross ve Crocker ve Acton ve Bavis ikili bozulma teorileri olarak tanımlanan yeni teorileri geliştirdiler. Bu teorilerde toplam şekil değişimini oluşturan bileşenler WLR ve BM teorilerindeki ile aynı olmakla birlikte, kristal örgüyü değiştirmeyen şekil bozulmasının iki tane olabileceği düşünülmüştür (29). Böylece WLR ve BM teorilerinde S ile verilen bir tek şekil bozulması yerine, bu teorilerde S_1 ve S_2 gibi iki bozulma kabul edilir ve

$$F = B S_1 S_2 R \quad (2.7)$$

şeklinde olur. Burada B Bain bozulmasını, R dönmeyi, F toplam şekil değişimini göstermektedir.

Bowles ve Dunne(35) S bozulması yerine plastik bozulmayı da öngören farklı bir çalışma yapmışlardır. Bu çalışmaya göre

$$F = RBC^{-1} P \quad (2.8)$$

şeklinde toplam şekil bozulması verilmiştir. Burada C tamamlayıcı kesme, P ise plastik bozulmayı göstermektedir. Ortaya konan çift kesme ve plastik zorlanma modellerinin her ikisi de gözlenen deneysel sonuçlara yakın sonuçlar vermiştir. Ancak daha sonraki martensite kristalografisi üzerinde yapılan çalışmalarla ne tek kesme (yada tek bozulma) teorilerinin ne de çift kesme teorilerinin bazı

dönüşümlerde gözlenen şekil zorlanmasını açıklayamayacağı, olayı açıklamak için toplam şekil deformasyonunun

$$F= B R S_n \dots S_2 S_1 \quad (2.9)$$

şeklinde ilave kesmelerle verilmesi gerektiği ortaya konmuştur. Böylece oldukça karmaşık yapıya sahip olan çoklu kesme teorileri doğmuştur (34).

2.1.4. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Özellikleri

Martensitik dönüşümler difüzyonsuz olması sebebi ile dönüşümden sonra kristalografik olarak bir çok değişik oluşum meydana gelir. Dönüşüm koşullarına bağlı olarak, özellikle Fe bazlı alaşımlarda oluşan martensite kristalleri çok geniş yapısal çeşitlilik gösterirler. Yapısal ve kristalografik açıdan yalnızca Fe bazlı alaşımlarda bile oluşum mekanizmasını genel modeller ile açıklamak henüz başarılammıştır (2,29,36).

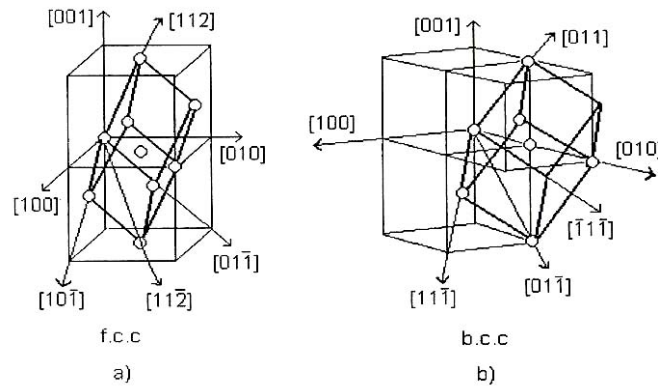
Austenite-martensite faz dönüşümünde atomlar, komşuluklarını koruyarak yer değiştirirken, kristalografik olarak tüm yapı, bir yapıdan başka bir yapıya geçer. Yapının değişmesi ile austenite-martensite yapılar arasında kristalografik *dönme bağıntısı* (orientation relationship) ortaya çıkar. Martensite faz dönüşümlerinin kristalografik özellikleri üzerine yapılan çalışmalarda iki kristalografik yapı arasında sınır özelliği taşıyan, bozulmamış ve dönmemiş olan düzlem *alışım düzlemi* (habit plane) olarak isimlendirilir. Dönüşümden sonra meydana gelen makroskobik değişme kristalin dış yüzeyinden de kolayca gözlenebilir (4,29,36).

Bir kristalografik yapıdan diğerine dönüşme şeklinde gerçekleşen martensite faz dönüşümleri, genelde yüzey merkezli kübik f.c.c. yapıdan hacim merkezli b.c.c. veya b.c.t. veya sıkı paketlenmiş hegzagonal h.c.p. yapıya ya da b.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşme şeklindedir. Bu dönüşümlerden en çok bilinen genelde Fe bazlı alaşımlarda görülen f.c.c. yapıdan b.c.c. yapıya dönüşme şeklinde olup, bu tür bir dönüşme kristalografik olarak kesme (shear) mekanizması ile gerçekleşir. Yani

dönüşme sonucunda ana ve ürün kristal yapıların bazı düzlem ve doğrultuları arasında belirli açılar gözlenir ve ilişki kristalografik dönme bağıntısının ortaya çıkmasına sebep olur (4,6-8).

Deneysel gözlemlerle ortaya çıkarılan dönme bağıntıları dikkate alınarak, austenite yapıdan martensite yapıya faz dönüşümü olayı, kesme mekanizmaları ile açıklanmıştır. Dönme bağıntılarını görebilmek için kristal yapıların örgü uyumları düşünülür. Dönüşümün bu yapılar arasındaki kristalografik dönme bağıntıları dikkate alındığında, bir yapıdan diğerine birim örgü hücresindeki atomların küçük yer değiştirmeleri ile geçilebileceği kolayca görülür. F.c.c. yapıdan b.c.c. veya h.c.p. yapıya martensite faz dönüşümünün gerçekleşebilmesi için f.c.c. yapının sıkı paket düzlemlerine uygulanacak küçük bir kesme zoru bu iş için yeterlidir (4,37).

Kesme mekanizmalarını açıklayabilmek için Şekil 2.7'de verilen f.c.c. ve b.c.c. birim hücreleri göz önüne alınarak, f.c.c. yapıdan b.c.c. yapıya dönüşümün mekanizması düşünülür. Yapılar arasındaki dönme bağıntılarını görmek için de bu yapıların örgü uyumlarını görmek yeterlidir Bu yapılar arasındaki kristalografik dönme bağıntıları dikkate alındığında, bir yapıdan diğer yapıya dönüşüm, yapıların birim örgü hücresindeki atomların küçük yer değiştirmeleri ile gerçekleşir.



Şekil 2.4. a) f.c.c. kristal yapı, b) b.c.c. kristal yapı

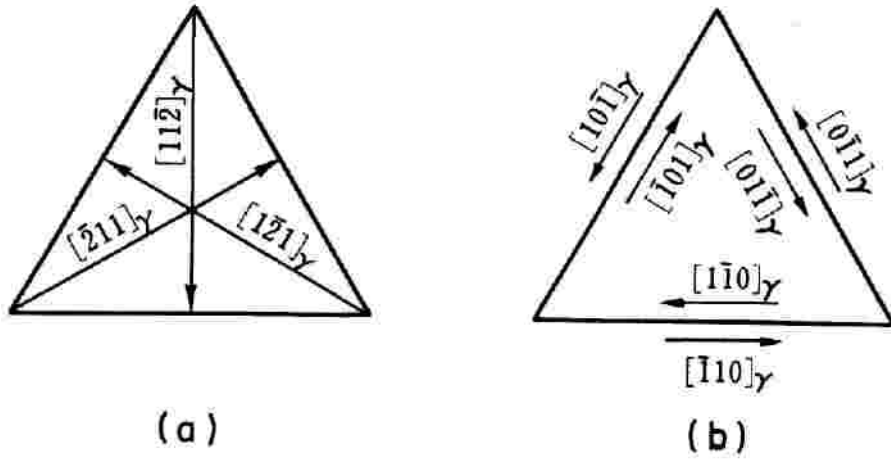
Fe-C alaşımlarında, Kurdjumov ve Sachs (K-S) tarafından önerilen dönme bağıntısı

$$(111)_\gamma // (011)_\alpha, [\bar{1} 0 1]_\gamma // [\bar{1} \bar{1} 1]_\alpha$$

şeklinde yazılır. İki örgü arasındaki paralel doğrultular aynı zamanda Burgers vektörüne paraleldir. Fe-Ni alaşımlarında iki yapı arasındaki ilişki

$$(111)_\gamma // (011)_\alpha, [1 1 2]_\gamma // [0 1 1]_\alpha$$

şeklinde verilir. Bu yönelim ilişkisi, Nishiyama (N) yönelim ilişkisi olarak bilinir. N ilişkisinde $(111)_\gamma$ düzlemi en az dört düzlemden birisine paralellik gösterir. Şekil 2.5.a'da gösterildiği gibi bir düzlemde en az üç doğrultu seçilebilir. Böylelikle α kristal yapısı γ kristal yapısı içinde 12 farklı yönelime sahip olabilir (4,44). K-S ilişkisinde ise dört çeşit düzlem kıyaslanabilir. Fakat bir $(111)_\gamma$ düzleminde eşdeğer altı kayma doğrultusu yer alır ve Şekil 2.5.b'de gösterildiği gibidir. Oluşan bu üç çift kayma doğrultularında, çiftleri oluşturan kayma doğrultuları birbirlerine zıttır. Böylece Şekil 2.9'da gösterildiği gibi K-S ilişkilerinde 24 değişik durum vardır. α yapıdan elde edilen K-S yönelimleri N bağıntısından elde edilen yönelimlerden sadece 5.16° farklıdır (4,39).

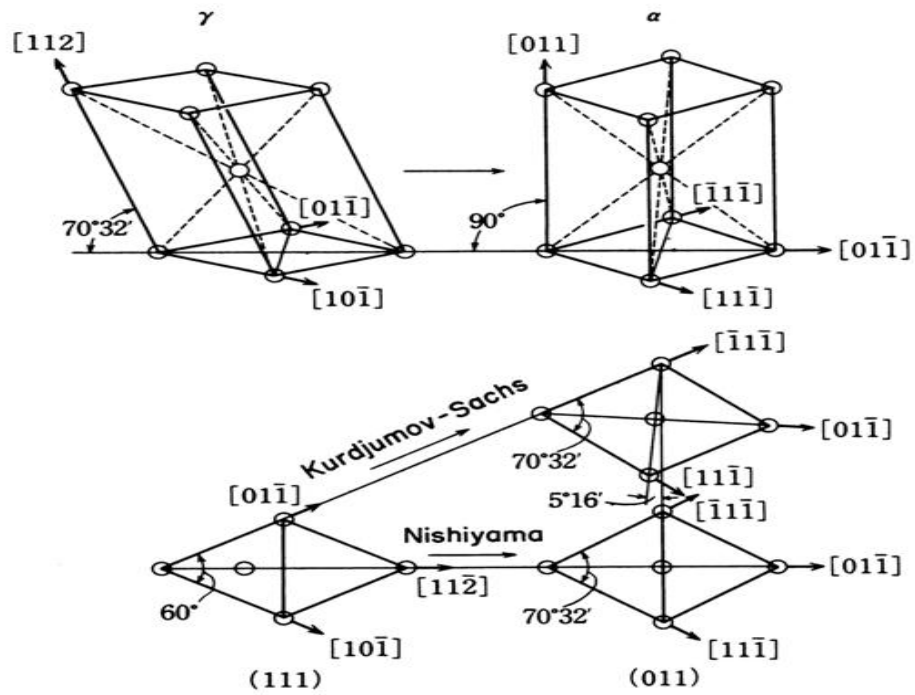


Şekil 2.5. $(111)_\gamma$ düzlemindeki kesme doğrultuların a) N ilişkisi, b) K-S ilişkisi (38)

Belirtilen bu yönelim ilişkileri alaşımin kompozisyonu ile değişir. Fe-Ni-C alaşımlarında muhtemel yönelimler K-S ve N yönelimlerinden çok az bir farklılık gösterir ve

$$(111)_\gamma \approx (011)_\alpha, [\bar{1}01]_\gamma \approx [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$$

yönelim ilişkisi Greninger-Troiano (G-T) dönme bağımlılığı olarak isimlendirilir (4).



Şekil 2.6. Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama'nın ileri sürdüğüleri $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümlerinde kesme mekanizmaları arasındaki ilişki (4)

2.2. Austenite - Martensite Faz Dönüşümlerine Etkiler

2.2.1. Uygulanan Dış Zorun Etkisi

Uygulanan mekanik zor ile austenite-martensite dönüşümü etkilenecektir. Dışarıdan uygulanan mekanik zorlar ana fazı homojen olarak bozacağı için martensite oluşumu ile mekanik zor arasında fiziksel bir ilişkinin varlığı düşünülebilir (5,40). Uygulanan zor, martensite kristalinin oluşumunu kristalografik açıdan kolaylaştırıcı doğrultuda ise dönüşüm için daha az bir sürücü kuvvet gerekir ve M_s sıcaklığı yükselir. Böylelikle ($M_s - A_s$) aralığı daralacaktır. Şayet dışarıdan uygulanan zor martensite plakanın oluşumunu engelleyici yönde ise bu durumda dönüşüm için daha büyük bir sürücü kuvvet gerekeceğinden M_s sıcaklığı düşer.

Yapılan deneysel çalışmalar ısı değişimi olmadan yalnızca zor etkisi ile martensite faz dönüşümünün olabileceğini göstermiştir (5,40,41).

2.2.2. Isı ve Sıcaklık Değişiminin Etkisi

Isı ve sıcaklık gibi termodinamik etkenlerle oluşan martensitik dönüşümlerde dönüşüm sıcaklıkları M_s ve M_f soğutma hızından bağımsızdır ve alaşımın ısıl ve mekanik özelliklerine bağlıdır. Demir bazlı alaşımlarda alaşım içerisindeki elementlerin (nikel, vanadyum, manganez gibi) oranları arttıkça, M_s ve M_f sıcaklıklarının neredeyse doğrusala yakın bir değişimle azaldığı deneysel gözlemlerle kanıtlanmıştır (42).

Alaşımın homojen olması aynı zamanda ısıl özelliklerini de etkilemektedir. Alaşım içerisindeki safsızlık atomları arttıkça dönüşüm sıcaklığı yükselmektedir. Safsızlık atomları martensitik dönüşümü kolaylaştıracak ve böylece dönüşüm sıcaklığı artacaktır (42).

2.3. Martensitik Dönüşümlerde Örgü Kusurlarının Etkisi

Katılar atomik dizilmelerinde bir takım kusurlar içerir. Gerek katılma sürecinde gerekse ısı, dış zor ve basınç gibi sonradan etkilerle ortaya çıkan bu kusurlar; 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. 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 (2,4).

2.3.1. Dislokasyonların Etkisi

Bir kristal yapı içerisinde kusur olarak en çok dislokasyonlar (çizgisel yapı kusurları) görülür. Dislokasyonlar, genel anlamda kristal yapı içerisinde yerlerini değiştirmiş atomların oluşturduğu bir çizgi olarak düşünülebilir. Bir katıda dislokasyonlar sonucu atomlar denge konumlarından ayrıldıklarından çizgi çevresinde gerilmeler doğar. Dolayısıyla bir şekil değiştirme enerjisi depo edilir. Dislokasyonların ortaya çıkardığı bölgeler bozulmamış bölgelere göre daha yüksek enerjili bölgelerdir^(1,2). Martensitik oluşumun çekirdeklenme aşamasında dislokasyonların büyük önem taşıdığı yapılan araştırmalarla ortaya konmuştur. Dislokasyonların bulunduğu bölgeler, çekirdeklenmeler için daha küçük bir aktivasyon enerjisi engeli oluşturacaklarından, çekirdeklenme olasılığı bu bölgelerde en büyüktür ve bu bölgelerde çekirdekler kolayca ortaya çıkabilirler. Ayrıca dönüşüm sırasında oluşan çekirdeklerin, dislokasyonların zorlanma enerjilerini küçültmeleri nedeniyle çekirdeği ortaya çıkaracak olan atomlar dislokasyonlar tarafından çekilerek çekirdek oluşumu kolaylaşabilir ve böylece çekirdekler, daha çok dislokasyon çizgileri boyunca ortaya çıkarlar (43). O halde dislokasyonlar dönüşümün çekirdeklenme miktarını artırabilir ve bu nedenle de M_s sıcaklığında bir yükselme gerçekleşebilir. Martensitik dönüşüm üzerinde dislokasyonların etkisi yalnızca çekirdeklenme değildir. Martensite kristaller büyüme aşamasında iken çekirdek üç boyutta

genişleyerek, zayıfta olsa dislokasyonların çekirdeğin büyümesini durdurma gibi bir olasılığı da vardır. Bu şekilde austenite-martensite faz dönüşümünü engelleyebildiği gibi martensite-austenite dönüşümünü de engelleyebilir. Yukarıda verilen örgü kusurlarından başka çökelti ve yığılım kusurlarının da martensitik dönüşümde önemi vardır. Çökelti bazen şekil değişimine engel oluşturarak dönüşümün başlamasını güçleştirir ve bu durumda M_s sıcaklığı düşer. Bir kristal yapı içerisindeki atomik düzlemlerin yığılım sıralanışında meydana gelen bir düzensizlik olarak ortaya çıkan yığılım kusurlarının da martensitik dönüşüm üzerinde dislokasyonlara benzer bir etkisi vardır (2,4).

2.4. Martensitik Faz Dönüşümüne Manyetik Etki

2.4.1. Katı Cisimlerin Manyetik Özellikleri

Manyetizma, katı fizikinin önemli bir konusu olmakla kalmayıp, aynı zamanda kuantum mekaniğinin ayrılmaz bir parçasıdır. Termodinamik dengede bulunan bir sistemde manyetik alan etkisi ile manyetik moment oluşması mümkün değildir. Manyetizma bir taraftan elektronların spin ve yörüngesel momentlerin bir çizgi gibi düzgün şekilde dizilmelerinin ve diğer taraftan alanın sebep olduğu özel Larmor hareketinden doğmaktadır. Yani serbest bir atomun manyetik momenti başlıca üç sebepten kaynaklanabilir: elektronların sahip oldukları spinden, yörünge etrafındaki açıl momentumundan ve bir dış manyetik alanda kazandıkları yörünge momentinden. Bu etkenlerden ilk ikisi mıknatıslanmaya paramanyetik üçüncüsü ise diyamanyetik olarak katkıda bulunur. Manyetizasyon ise birim hacimdeki net manyetik momentin ölçüsüdür. Ferromanyetizma, kristalde karşılıklı etkileşme değişiminden meydana gelmiştir. Bu manyetik momentlerin birbirlerine paralel olarak çizgisel sıralanmalarına sebep olur (43).

2.4.2. Manyetizmanın Temeli

Manyetizasyon, birim hacimdeki net manyetik momenttir. Bir maddedeki toplam manyetik alan, hem dışardan uygulanan alana, hem de maddenin mıknatıslanmasına bağlıdır. Akım taşıyan bir iletkenin oluşturduğu bir \vec{B}_0 manyetik alanın bulunduğu bir bölge düşünelim. Toroid bir sargının içi olabilir. O bölgeyi bir manyetik madde ile doldurursak, bölgedeki toplam alan $\vec{B}=\vec{B}_0+\vec{B}_m$ olacaktır. Buradaki B_m manyetik maddenin oluşturduğu alandır. Bu katkı mıknatıslanma vektörü cinsinden $\vec{B} = \mu\vec{M}$ olur. Burada \vec{H} manyetik alan şiddeti olmak üzere tanımlanmalıdır.

$$\vec{B} = \mu_0 (\vec{M} + \vec{H}) \quad (2.10)$$

eşitliğiyle tanımlanır. SI birimleriyle \vec{H} ve \vec{M} her ikisinin birimi de A/m' dir (44).

2.4.3. Manyetizma Türleri

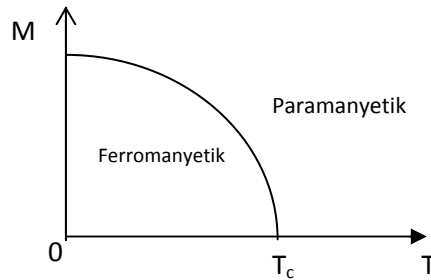
Manyetik dipol momentleri, atomlardaki elektronların yörüngesel momentlerinde veya spin momentlerinde olduğu gibi katıların içinde her an mevcut olabilirler. İlk durum için paramanyetizma, ikinci durum için diyamanyetizmadan söz edebiliriz. Paramanyetizma için alanın görevi sadece farklı yerleşmiş olan manyetik momentleri, alanın yönüne çevirmektir. Bu yüzden χ burada pozitifdir ($\mu>1$)deneysel yönden paramanyetizma ve diyamanyetizma arasındaki fark alınganlığın işareti farkında yatmaktadır. Ayrıca sıcaklığa bağlılığı farkı vardır. Paramanyetizma alan kararlılık olan termal hareketlere karşı işleyeceğinden burada sıcaklığa daha kuvvetli bağımlılık görülür, diyamanyetizma ise sıcaklıkla yapılacak işi yoktur. Her iki halde de χ alan şiddetine bağımlı değildir. Ferromanyetizma, paramanyetizmanın (bütün elektronların manyetik momentlerinin paralelliğinden doğan) aşırı halinin uzatılmasıdır. Bu durumda katı olan sadece dış alan olmayıp manyetik dipollerden ileri gelen iç alanda da olabilir. Termal hareketler çok büyük değilse, manyetik momentlerin tamamının sıralanması mümkündür. Bu yüzden ferromanyetizma belli bir sıcaklığın altında görülür. Belli bir noktanın üstünde ferromanyetikler, paramanyetiklerdir. Oda sıcaklığında Fe, Ni ve Co ferromanyetiklerdir (45).

2.4.4. Diyamanyetizma

Atomları sürekli manyetik dipol momente sahip olmayan maddelere diyamanyetik denir. Manyetik alan uygulamasıyla elektriksel değişmeden oluşur. Bu tip manyetizma diğer tip manyetizmaların tamamen yer almadığı Bi, Cu, Ag ve Au gibi malzemelerde görülür. Her çeşit madde de diyamanyetizma etkisi olmakla birlikte paramanyetizma veya ferromanyetizmaya göre zayıftır. İki elektronunun manyetik momentlerinin büyüklükleri eşit fakat yönleri zıt olduğundan birbirlerini yok ederler ve atomun dipol momentini sıfır olur. Elektronların manyetik momentleri birbirlerini yok etmezler ve madde manyetik alana zıt yönde net bir dipol moment edinir. Süper iletkenler kritik sıcaklıkların altında öz direnci sıfır olan maddelerdir. Süper iletkenlerin mükemmel diyamanyetik özellik gösterdikleri bilinir. Sonuçta süper iletken içindeki manyetik alanı sıfır olacak şekilde uygulanan alanı dışlar (43,45).

2.4.5. Paramanyetizma

Paramanyetizma pozitif fakat küçük manyetik duyunluğa sahiptir. Sürekli manyetik dipol momentleri olan atomların varlığından kaynaklanır. Bu dipoller çok zayıf etkileşimde bulunur. Atomlar ancak çizgisel şekilde sıralandıklarında bir manyetik etki gösterebilir. Paramanyetik çok düşük sıcaklıklarda manyetik alan uygulaması sonucu çok kolay manyetik alan doğrultusunda dizilirler. Ferromanyetik bir maddenin kendiliğinden Curie sıcaklığı denen bir kritik sıcaklığa geçtiği zaman madde paramanyetik duruma geçer. Curie sıcaklığı altında, manyetik momentler paralel olarak dizildikleri için madde ferromanyetikdir. Curie sıcaklığının üstünde ısısal enerji dipolleri gelişigüzel yönelirler, bu yüzden madde paramanyetik olur (45).



Şekil 2.7. Ferromanyetik bir maddenin mıknatıslanmasının sıcaklıkla değişimi

2.4.6. Ferromanyetizma

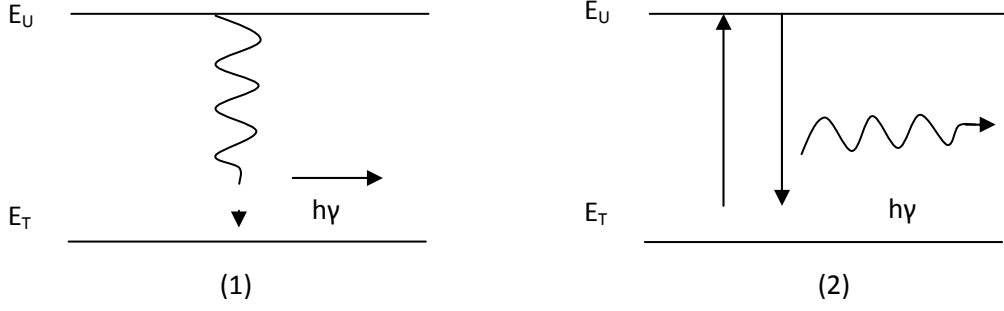
En çok bilinen ferromanyetik malzemeler oda sıcaklığında Fe, Ni ve Co gibi geçiş elementleridir. Bunlar ferromanyetik olup kritik sıcaklıklar altında düzenlendiklerinde negatif momente sahiptir. Ferromanyetik malzemelerin manyetik özellikleri Curie sıcaklığı olarak bilinen kritik bir sıcaklıktan sonra bozular ve malzeme paramanyetik olur. Ferromanyetik maddeler sürekli mıknatısların yapımında kullanılır. Bu tür maddeler, zayıf bir dış manyetik alan içinde bile birbirine paralel olarak yönelmeye çalışan atomik manyetik dipol momentlere sahiptirler. Bir kere momentler paralel hale getirildikten sonra, dış alan atomdan kaldırılsa bile madde mıknatıslanmış olarak kalacaktır. Bu sürekli yönelim, komşu olan manyetik momentler arasındaki kuvvetli bir etkileşimden kaynaklanır. Domain, bir manyetik malzemenin farklı yönlerde manyetize olmuş bölgelerdir (43).

2.5. Gama Işınlının Rezonansla Soğurulması ve Mössbauer Olayı

Genel olarak uyarılmış bir çekirdek, E_u uyarılmış enerji durumundan E_T taban enerji durumuna geçerken $h\nu = E_u - E_T$ bağıntısına göre, ν frekanslı bir γ fotonu yayımlar. Şekil 2.6'da görüldüğü gibi bu foton, taban durumunda bulunan başka bir çekirdek üzerine düştüğünde, onun E_T taban durumundan E_u uyarılmış durumuna çıkartmak üzere kolaylıkla soğurulması beklenir ve bu duruma rezonans adı verilir. Rezonansla uyarılan bu çekirdek tekrar taban durumuna geçerken aynı ν frekanslı ışınları bütün doğrultularda yayımlar. Rezonansla soğurma olayının oluşabilmesi için birinci çekirdeğin yayınladığı fotonun ν frekansının ikinci çekirdek için

$$\nu = \frac{E_u - E_T}{h} \quad (2.11)$$

bağıntısı ile verilen ν frekansına tam eşit olması gerekir.

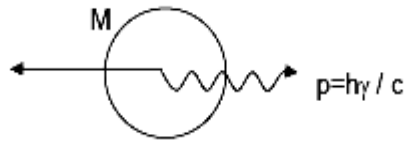


Şekil 2.8. Uyarılmış durumdan taban duruma geçiş

Gerçekte birinci çekirdek bir gama fotonu yayınlarken momentumun korunumu kanununa göre Şekil 2.8’de görüldüğü gibi aynı momentumla zıt yönde geri teper. $E_G = E_U - E_T$ enerjisinden alacağı için yayınlanan fotonun enerjisi kütle merkezi sisteminde $E_U - E_T$ olduğu halde laboratuvar sisteminde;

$$h\nu_{\text{yay}} = h\nu_o - E_G \quad (2.12)$$

olur ki burada $h\nu_o = E_U - E_T$ geri tepme olmadığında yayınlanması beklenen foton enerjisidir.



Şekil 2.9. Gama fotonu yayınlayan çekirdek eşit momentumla geri tepir

Aynı şekilde, ikinci çekirdekten gelen fotonu soğurduğunda yine momentumun korunumu kanununa göre E_G enerjisi ile öteleneceğinden, bu çekirdeğin uyarılması için gerekli enerji;

$$h\nu_{\text{sog}} = h\nu_o + E_G \quad (2.13)$$

dir. Bu sebeple yayınlanma ve soğurulma çizgileri arasındaki frekans farkı;

$$\Delta\nu = \nu_{\text{sog}} - \nu_{\text{yay}} = \frac{2E_G}{h} \quad (2.14)$$

kisi arasındaki enerji farkı ise;

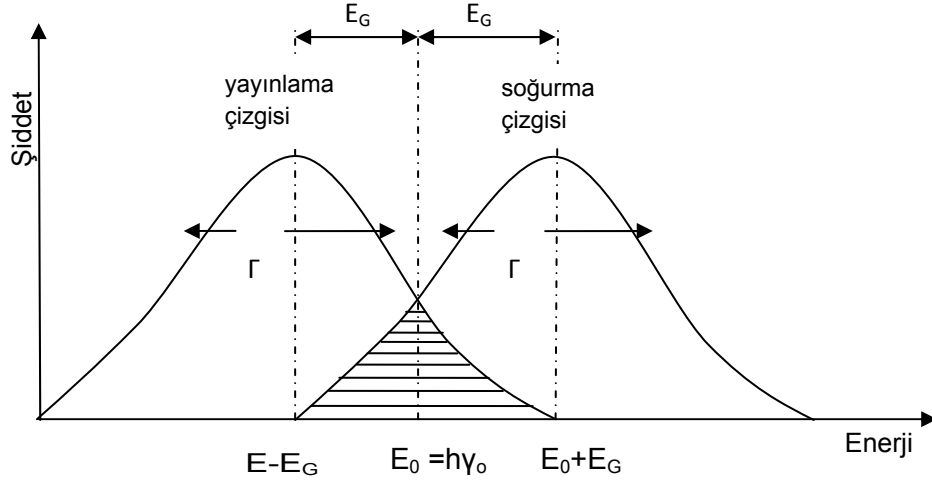
$$h\Delta\nu = 2E_G \quad (2.15)$$

olacaktır.

Şekil 2.9’da yayınlanma ve soğurma çizgileri arasındaki $2E_G$ enerji farkından dolayı gama ışınları yayınlama ve soğurma çizgileri üst üste gelmez. Gama ışınlarının rezonansla soğurulmasını gerçekleştirmek için yayınlama ve soğurma çizgilerinin üst üste binmesini sağlamak üzere genellikle Doppler kaymasından yararlanılır. Kaynağın çizgisel hızı v ise doppler olayı sonucu ışınım enerjisinde;

$$(\Delta E)_D = h(\Delta\nu)_D = h\nu_o \frac{v}{c} = E_o \frac{v}{c} \quad (2.16)$$

değerinde bir artma sağlanmış olur. $(\Delta E)_D=2E_G$ olacak şekilde v hızı ayarlanırsa, geri tepme sonucu azalan enerji Doppler enerji artması ile karşılanmış olur ve böylece yayınlanma çizgisi üst üstte gelmesi sonucu rezonansla soğurma mümkün olur. Doppler kayması kaynağın yada soğurucunun birbirine göre hareket etmesini sağlar (46). Şekil 2.10’da mössbouer olayında yayılma ve soğurulma çizgileri verilmiştir.



Şekil 2.10. Yayınlama ve Soğurma Çizgileri

Alman fizikçi Mössbauer, 1958 de yukarıdaki deneyleri tekrarlararken gama kaynağı olarak tek serbest atomlar yerine bir kristal örgüsüne bağlı atomlar alındığında geri tepmesiz gama yayınlanması ve soğurulması olacağını ve böylece rezonans soğurulmasının kolaylıkla gözlenebileceği keşfedilmiştir (46,47). Bu olaya Mössbauer olayı adı verilir. Mössbauer izotopu olan $^{57}_{27}\text{Co}$; $^{57}_{26}\text{Fe}$ in bir elektron yakalaması ile oluşur. Bu durumda reaksiyon;



olur. Bu durumda ayrılmış halde bulunan ^{57}Fe 'nin taban duruma geçerken yaydığı 14.4KeV'luk gama ışınımı Mössbauer olayında kullanılır.

2.6. İzomer Kayma

Bir atomun kimyasal değerliğinin değişmesi sonucunda bu atom s-elektron yoğunluğunun da değişeceği gerçektir (46). İşte bu sebepten sıfırdan farklı bir değerlikte olan çekirdeği ile onun s-elektronları arasındaki Coulomp çekim kuvveti etkileşmesi sonucu atomun çekirdek enerji seviyeleri ile bir değişime uğrar bu olay

Mössbauer spektrumunda izomer kayma olarak kendini gösterir. İzomer kaymanın değeri ;

$$\delta = \frac{4\pi}{5} Ze^2 R^2 \left(\frac{\sigma R}{R} \right) \left[|\psi(o)_{\text{sogurucu}}|^2 - |\psi(o)_{\text{kaynak}}|^2 \right] \quad (2.18)$$

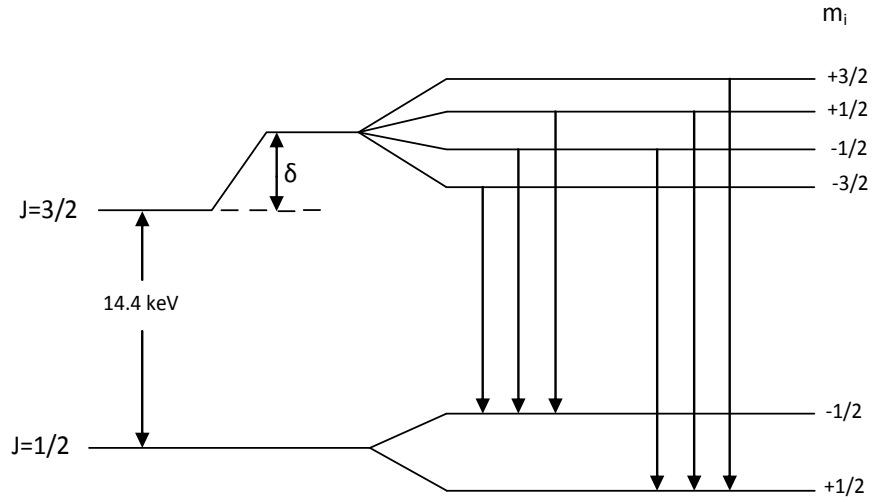
ile verilir. Burada $R_{\text{uyarilmis}}$ - R_{temel} şeklindedir.

Bu eşitlik iki çarpmadan meydana gelmiştir. Birinci durum nükleer parametreleri içerir özellikle uyarılmış durum ile temel durum arasındaki izomerik yarıçap farklıdır. İkinci durum çekirdekdeki yük yoğunluğunu içerir bu da atomun *valans hali* ile etkilenen atomik ve kimyasal bir parametredir. İzomer kayma kendini Mössbauer spektrumunda $v=0$ olası gereken maksimum rezonansta bir kayma olarak kendi gösterir. Mössbauer spektrumunda izomer kayması değerinin ölçülmesi ile Mössbauer izotopunun bağ durumları çeşitli bilgiler elde edilir (48).

2.7. Mössbauer Spektrumunun Elde Edilmesi

Demir oda sıcaklığında ferromanyetik olduğu için aynı atomun dış elektronlarının çekirdekte meydana getirdiği \vec{H} manyetik alan şiddeti büyüktür ve Zeeman olayı sonucu çekirdek enerji seviyelerinde yarıma beklenir (47,49). \vec{J} nin \vec{H} doğrultusundaki izdüşümü m_j nin aldığı değere göre her enerji seviyesi $2J+1$ sayıda alt seviyeye yarılır. Fe^{57} de taban durum için $J=1/2$, 14,4 KeV'luk ilk uyarılmış durum için $J=3/2$ olduğundan dolayı, \vec{H} manyetik alan etkisi ile taban durum 2 seviye ile ilk uyarılmış durum 4 seviyeye yarılacaktır. $\Delta m_j = 0, \pm 1$ seçim kuralı göz önüne alınırsa farklı altı gama geçişi sonucu gama çizgisinin altı bileşene ayrılması beklenir. Fe^{57} beklenen enerji seviyesi yarımları sonucunda da Mössbauer spektrumunda çok sayıda çizgi görülür. Şekil 2.11'de ^{57}Fe için böyle bir durum sırasında çekirdek seviyelerindeki yarımlar gösterilmiştir. Mössbauer spektrometresi metal ve metal alaşımlarında faz dönüşümlerinin incelenmesinde yaygın olarak kullanılan metotlardan birisidir. Bu metotla austenite ve martensite yapıların manyetik düzenlenişleri, soğutma ve deformasyon sonucu oluşan martensitelerin hacim

oranları, oluşan martensite fazın için manyetik alanı austenite ve martensite fazların izomer kayma değerleri belirlenebilmektedir. Fe bazlı alaşımlar da austenite yapı paramanyetik olduğundan, bu faz tek bir soğurma çizgisi ile karakterize edilebilir. Ancak dönüşüm sonucu oluşan martensitelerin ferromanyetik ve antiferromanyetik düzenlenmeleri karakteristik 6 çizgi spektrumu verir (50,51). Ancak bazı Fe bazlı alaşımlarda austenite yapının ferromanyetik özellik gösterdiği de bilinmektedir.



Şekil 2.11. Fe'nin taban ve uyarılmış düzeneklerinin manyetik alanda yarılmaları

2.8. Mössbauer Spektrometresi Sistemi

1957'de R.L.Mössbauer tarafından keşfedilen Mössbauer olayı, kristal örgü içerisindeki bir çekirdek tarafından enerji kaybı olmaksızın gama fotonu salınması olayı olarak bilinir (38). 1960'lı yıllarda ^{57}Fe 'nin Mössbauer olayını gösterdiği bulunmasından sonra, Mössbauer olayı nükleer fizik çalışmalarına ek olarak katıhal fiziği, kimya, biyoloji gibi bilimin geniş bir kullanım alanına sahiptir. Mössbauer olayı ile çekirdekteki enerji düzeyleri arasındaki geçişler, uyarılmış seviyelerin enerji geçişleri ve bu seviyelerin yaşama zamanları, çekirdek elektrik quadrupol momentleri, çekirdek manyetik dipol momentleri belirlenirler. Genel bir Mössbauer deneyi yapmak için radyo aktif bir kaynak, bir soğurucu, bir gama sayıcısı, bir tek

kanal diskriminatörü ve birçok kanal analizatörü gereklidir. Ayrıca kaynak ve soğurucu arasında bağıl hızı sağlamak için bir düzene kurulmalıdır (44).

Mössbauer deney düzeneğinin çalışma prensibi şu şekilde açıklanabilir. Bir radyoaktif kaynaktan yayınlanan belirli bir γ ışınının önüne bir soğurucu konur. Soğurucudan geçen γ ışınları sayaca gelir. Sayaçtan gelen atmalar bir çizgisel şiddetlendirici ile çift kutuplu hale getirilerek çok kanal analizatörüne gider. Bu analizatör, 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. Mössbauer araştırmalarının büyük bölümünde ^{57}Fe ve ^{199}Sn izotopları kullanılmaktadır. Bu olay sayıları 50'yi geçen izotop üzerinde gözlenmekle birlikte deneysel zorluklar nedeniyle bunların ancak 20 tanesi kullanılabilir. Mössbauer spektroskopisinin' de radyo aktif kaynaktan çıkan γ ışınım enerjisi kaynağa bir Doppler hızı vererek değiştirilir ve γ ışınları soğurucu tarafından rezonans durumunda soğurulur (44).

2.9. Deneysel Materyal ve Yöntem

2.9.1. Numunenin Hazırlanması

Bu çalışmada incelenen %99.9 saflıkta toz halinde bulunan Fe, Mn ve Mo elementleri TÜBİTAK tarafından hazırlanmıştır. Alaşımın içeriği, IXRF sistemi kullanılarak EDS (Enerji Dispersion Spectroscopy) tekniği ile Fe-%15 Mn-%5 Mo (% ağırlık) şeklinde tespit edildi. Silindirik çubuk halinde bulunan alaşımdan, elmas bıçaklı kesicilerle uygun boyutta kesilen numuneler, termal etkili ve zor etkili martensite faz dönüşümü olayını incelemek üzere farklı ısı işlemleri uygulandı. Isıl işlem sırasında, yüksek sıcaklıklarda malzemedeki oksitlenmeyi önlemek amacıyla, numuneler yüksek sıcaklıklara dayanabilen kuartz cam tüpler içine konuldu.

Fe-%15Mn-%5Mo alaşımında martensitik faz dönüşümü üzerine termal etkiyi ve Austenite yapının deformasyonunu incelemek için 1200°C sıcaklıkta 12 saat ısıtılma işlemine tabi tutulan 2 grup numuneden, birinci grup numune oda sıcaklığında suya atılarak hızlı soğutuldu. İkinci grubu oluşturan zor numuneleri ise fırında yavaş soğutulmaya bırakıldı. Daha sonra bu numunelere oda sıcaklığında %6, %10 ve %20 basma zoru uygulandı. Deformasyona uğrayan bu numuneleri 1000 °C de 30 dakika ısıtılma işlemine tabi tutulduktan sonra oda sıcaklığındaki suya atılarak hızlı soğutuldu.

2.9.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri İçin Numunenin Hazırlanması

Taramalı elektron mikroskobu ile yapılacak yüzey gözlemleri için ısıtılma ve Austenite fazın deformasyondan sonra ısıtılma işlemine tabi tutulan numuneler fırında yavaş soğutulmuştur. Farklı kalınlıktaki su zımparaları ile silinerek bunların yüzeylerindeki pürüzler ve kalın çizgiler ortadan kaldırıldı. Daha sonra ise parlatma aleti kullanılarak 6, 3 ve 1 mikronluk elmas pastalarla numune yüzeyleri parlatıldı. Mekanik olarak parlatılan yüzeyler asetikgliseriya (3 birim hidroklorik asit +2 birim gliserin + 1 birim nitrik asit) karışımından oluşan çözelti içerisinde oda sıcaklığında 30-60 sn aralığında bekletilerek dağıldı. Numunelerin yüzeylerinde oluşan makro yapı karakteristikleri Jeol 5600 Yüzey Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılarak incelendi.

2.9.3. Mössbauer Spektroskopisi İncelemeleri İçin Numunelerin Hazırlanması

Mössbauer spektroskopisi incelemeleri için farklı fiziksel etkilere maruz bırakılmış 2 grup numunelerden yaklaşık 0.5mm olarak elmas kesici ile kesilen malzemeler SEM numunelerinin hazırlanmasına benzer biçimde yaklaşık 50 µm kalınlığına kadar indirildi. Spektroskopi için hazır hale gelen örneklerin Fizik Bölümü bünyesinde bulunan Mössbauer Spektroskopisi kullanılarak ölçümleri alındı. Datalar Wissoft 98 programı ile toplandı ve Normos 98 programı ile fit edildi.

2.9.4. X-Ray Numunelerinin Hazırlanması

X-Ray analizi için 1200 °C de 12 saat ısıtılma tabi tutulan numunelerden oda sıcaklığında ege yardımı ile yaklaşık 50-100 µm büyüklüğünde tanelerden oluşan 2-3 gram toz numune elde edildi ve bu numunelerin ölçümleri İnönü Üniversitesi Araştırma Laboratuvarı bünyesinde bulunan Rigaku Geigerflex D-Max X-Ray cihazı ile alındı.

2.9.5. TEM İçin Numunelerin Hazırlanması

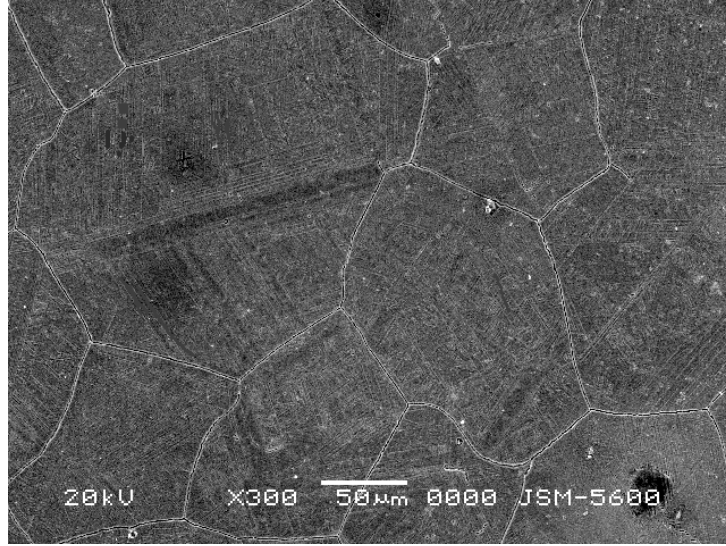
Geçirmeli elektron mikroskobu incelemeleri için termal ve mekanik etkilere maruz bırakılmış numuneler elmas kesici ile yaklaşık 1 mm kalınlığında kesildi. Kesilen bu numuneler korozyon kesici (spark-cutter) kullanılarak 3 mm çapında silindir şekline getirildi. Kesilen parçalar grit yardımı ile sırasıyla 600, 800 ve 1200 inceliklerde olan su zımparaları kullanılarak 50-80 mikrometreye kadar inceltildi. 50-80µm kalınlığa kadar inceltilen numuneler asit karışımı (%5 hidroflorik + %30 su + %65 hidrojenperoksit) ile oda sıcaklığında yaklaşık 10 sn kimyasal inceltmeye tabi tutuldu. Elde edilen numuneler son olarak ikili asit-jeti (double-jet method) kullanılarak 15 °C sıcaklıkta %8 perklorik asit + %92 asetik asit karışımında, 20 V (DC) ve 80-96µA akım kullanılarak Struers-Tenupol 3 sistemi ile inceltme ve parlatma işlemi yapıldı. Elektron ışınının geçebileceği kadar ince deliğe sahip bu numuneler 300 kV hızlandırma gerilimine sahip Jeol 3010 geçirmeli elektron mikroskobu ile incelendi. İncelemeler için Geçirmeli Elektron Mikroskobunun standart numune tutucusu kullanıldı.

Geçirmeli Elektron Mikroskobunda 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 yararlanıldı.

3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

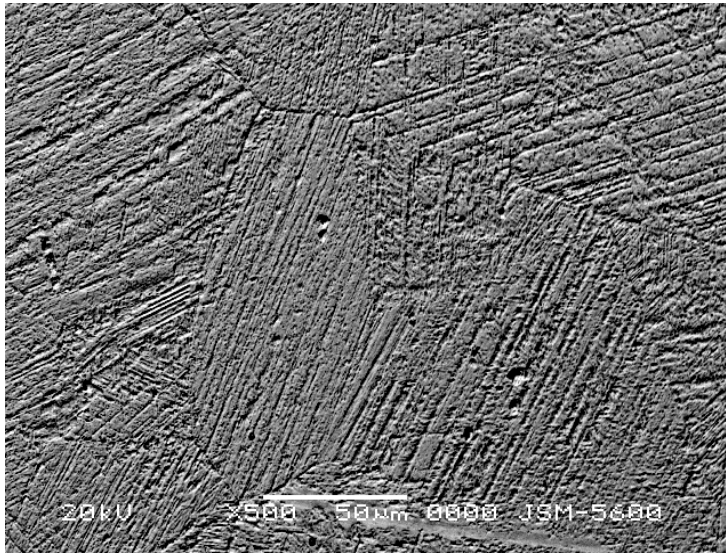
3.1. Fe-Mn-Mo Alaşımında Martensitik Faz Dönüşümünün İncelenmesi

Fe-%15Mn-%5Mo alaşımında, termal etki ile oluşan austenite ve martensite fazların yüzey incelemeleri Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile yapıldı. Numune yavaş soğutma (fırında soğutma) işleminde 1200 °C'de 12 saat ısıtılma tabii tutuldu ve fırın içinde oda sıcaklığına kadar soğutuldu. Bu ısıtılma sonucunda alaşımın yüzey incelemesinden austenite fazda kaldığı ve numunede tanelerin (grains) oluştuğu gözlemlendi (Şekil 3.1). Askeland (52) yavaş soğutma sonucu gözlenen bu tanelerin içindeki atom dizilimlerinin özdeş olduğunu ve oluşan bu tanelerin her birinde atomların dizilme yönelimlerinin farklı olduğunu belirtmiştir. Tane sınırları genelde safsızlık atomları, atomlar arası boşluklar ve dislokasyonlar gibi kusurlar içerdiği için tane içlerinde olduğu gibi özdeş atom dizilimlerinden söz edilemez (4,52). Austenite faza ait olan tanelerin boyutları homojenleştirme süresine, sıcaklığa ve soğutma şekline bağlı olarak değişir (1). Termal etki ile meydana gelen martensitik dönüşümlerde gerekli enerji miktarı Gibbs serbest enerjisi ile ifade edilir. Şekil 3.1'den de görüldüğü gibi dönüşüm için gerekli enerjinin yavaş soğutma ile ortaya çıkmadığı görülmüştür.



Şekil.3.1. 1200 °C de 12 saat ısıtılma tabi tutulan ve fırında soğutulan numunenin SEM görüntüsü

Fe bazlı alaşımlarda hızlı soğutma ile elde edilen tanelerin boyutunun yavaş soğutma ile elde edilen tane boyutundan daha küçük olduğu gözlenmiştir (4,53,54). Şekil 3.1’ de görüldüğü gibi yavaş soğutmaya tabi tutulan numunede yaklaşık olarak 150-300 µm büyüklüğünde austenite faza ait taneler oluşmuştur. Yavaş soğutma ile elde edilen bu tanelerin şekil ve büyüklükleri literatür ile uyum içindedir (4).

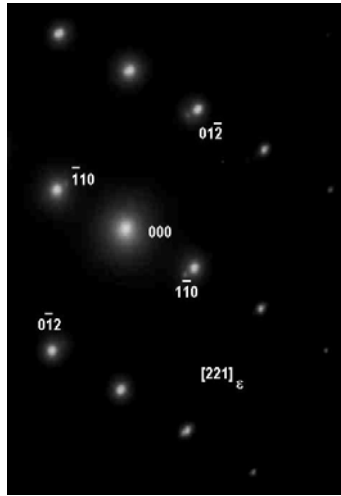


Şekil 3.2. 1200 °C de 12 saat bekletilen ve oda sıcaklığındaki suda hızlı soğutulan numunenin yüzey görünümü

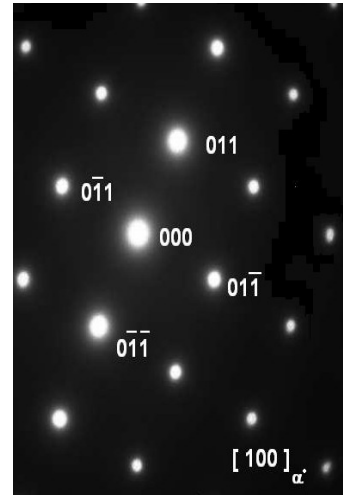
Fırından oda sıcaklığındaki suya atılan numunenin SEM görünümü Şekil 3.2' de verilmiştir. ϵ martensite plakalar tane boyunca uzandığı ve aynı tane içerisinde farklı yönelimlere sahip olduğu yine tane sınırlarında başlayıp tane sınırlarında sona erdiği şekilde görülmektedir. α' martensite tanecikleri ise ϵ bantların kesişim bölgelerinde ve tane içlerinde şekilde işaretlendiği gibi oluşmuştur. Hızlı soğutma sonucu hem α' martensitelerin hem de ϵ martensitelerin oluştuğu görülmektedir. Hızlı soğutma sonucu tane boyutunun küçüldüğü literatürde bilinmektedir (4). Şekil 3.1 ve Şekil 3.2 karşılaştırıldığında austenite tanelerin küçüldüğü görülmektedir. Bu tane boyutu hızlı soğutmaya tabi tutulan numunelerde 100-200 μm arasında iken austenite fazda kalan numunelerde 150-300 μm arası değişmektedir.

1200 $^{\circ}\text{C}$ de 12 saat ısıtılma tabi tutulan ve suda hızlı soğutulan numunenin mikroyapı gözleminde Şekil 3.3'de ϵ martensitenin birbirine paralel plakalar şeklinde, α' martensitelerin ise kalın plakalar şeklinde oluştuğu gözlemlendi ve ϵ martensite plakaların kalınlıkları yaklaşık olarak 100-150 μm ölçüldü. Hızlı soğutulan numunede yığılma kusurlarının arttığı ve bu kusurların birleşerek ϵ martensite plakalarını oluşturdukları anlaşıldı (55,56). Şekil 3.3'de kalın ϵ martensite plakasının bir çok yığılma kusurunun birleşmesi ile oluşabileceği gibi austenite faz içerisinde yer alan diğer kusurların etkisi ile de oluşabileceği düşünülür (4). Yığılma kusurları f.c.c. yapının $\{111\}_{\gamma}$ düzlemi üzerinde düzenli bir yığılma ile meydana gelir ve bu şekildeki bir sistem için $\{111\}_{\gamma}$ düzlemleri kusur düzlemleri olarak bilinir (57). Numune içinde oluşan yığılma kusurları düzenli veya düzensiz olarak birbiri üzerinde yerleşerek martensite yapıyı oluşturur (58). Yığılma kusurlarının büyümesi de ϵ martensite plakaları gibi numune içinde dislokasyonlar veya tane sınırları tarafından durdurulur (59). ϵ martensite plakalarının oluşumu sırasında iki tip yığılma kusurundan söz edilmektedir (11). Birinci gruptaki yığılma kusurları belirli bir bazal düzlem üzerine yerleşerek ϵ martensite plakalarını oluşturur. Bu yığılma kusurları ϵ martensite plakasını oluştururken oldukça yoğun ve aynı yönelime sahip olacak şekilde yerleşmişlerdir. Bu plaka üzerinden kırınım deseni alındığı zaman ϵ martensiteye ait oldukça şiddetli pik verdiği gözlemlendi. İkinci grupta ise herhangi bir bazal düzlem olmaksızın (non basal-plane) ϵ martensite plakasını oluşturan yığılma kusurları birbiri üzerine rastgele yerleşmişlerdir. ϵ

martensite plakaları ve yığılma kusurları ana fazın $\{111\}_\gamma$ düzlemleri üzerine yerleşirler ve bunların yönelimleri arasında belirli açılar vardır (12). Aynı zamanda α' martensitelerinde $(111)_\gamma$ düzlemleri üzerinde 24 farklı doğrultuda oluştuğu ve bu doğrultuların yönelim bağıntılarını oluşturduğu bilinir (4). α' martensite yapılarının oluşmasında alaşım içerisinde meydana gelen kusurların önemli rol oynadığı bilinir. Bu kusurlar martensite yapılar için gerekli olan çekirdeklenmeleri meydana getiriler (1).



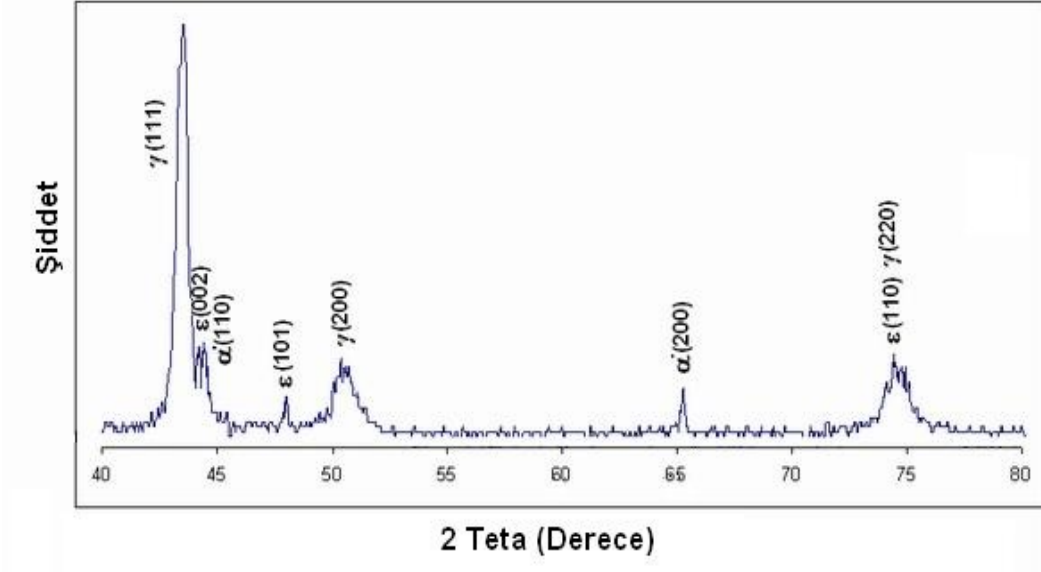
a)



b)

Şekil 3.3. 1200 °C de 12 saat ısıtılma tabi tutulan ve hızlı soğutulan numunenin a) TEM görüntüsü, b) ϵ martensite ait elektron kırınım deseni ve c) α' martensite ait elektron kırınım deseni

Şekil 3.3' de ϵ ve α' martensite yapılara ait tek kristal yapılar gösterilmektedir. Bu tek kristal yapılar üzerinden alınan elektron kırınım difraksiyonlarının incelenmesi sonucu bu kristalografik yapılara ait örgü parametreleri $\epsilon_a=2,51 \text{ \AA}$, $\epsilon_c=3,96 \text{ \AA}$, $\alpha_a=2,9 \text{ \AA}$ şeklinde bulunmuştur. Her iki faz için zon eksenleri ve indis diyagramı difraksiyonlar üzerinde gösterilmiştir.

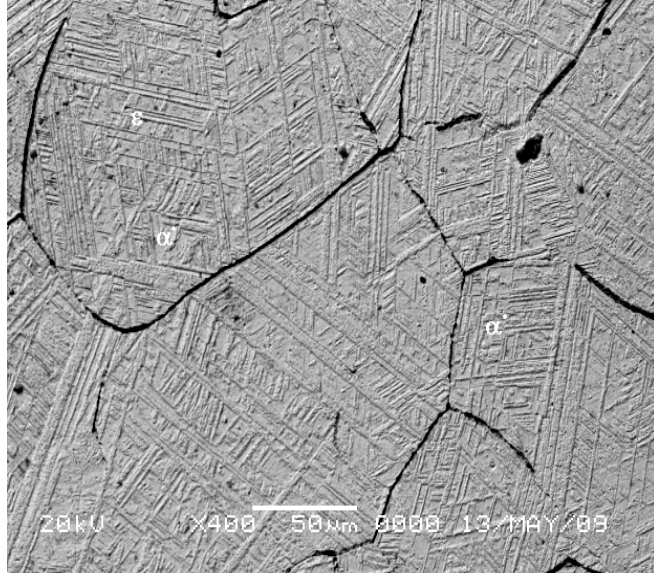


Şekil 3.4. 1200 $^{\circ}\text{C}$ de 12 saat ısıtılma tabii tutulan ve oda sıcaklığında suda soğutulan numunenin X-Ray sonucu

Şekil 3.4' de hızlı soğutmaya tabii tutulan numuneye ait X-Işın analizi verilmiştir. Bu analizde γ , ϵ ve α' fazlara ait piklerin olduğu Bragg Yasası yardımı ile belirlendi (17). Böylelikle elektron difraksiyonu ile elde edilen mikroyapıların martensite ve austenite fazlara ait olduğu doğrulandı.

3.2. Austenite Fazın Deformasyonunun Martensite Oluşumuna Etkisi

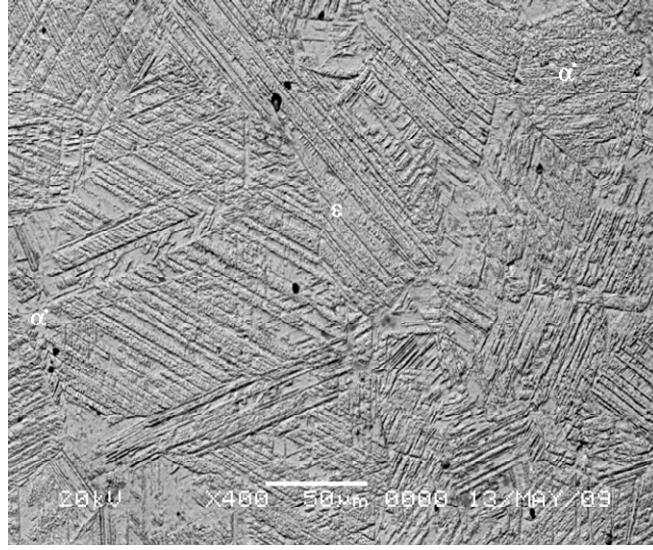
Austenite fazda bulunan Fe-%15Mn-%5Mo alaşımında plastik deformasyonun etkisi incelendi. Numuneler oda sıcaklığında sıkıştırma zoru ile %6, %10, %20 plastik zorlanmalara uğrattılar. Plastik deformasyona uğrattılan ve tekrar ısıtılma tabi tutulan numunelerin SEM incelemeleri aşağıda Şekil 3.5' de verildi.



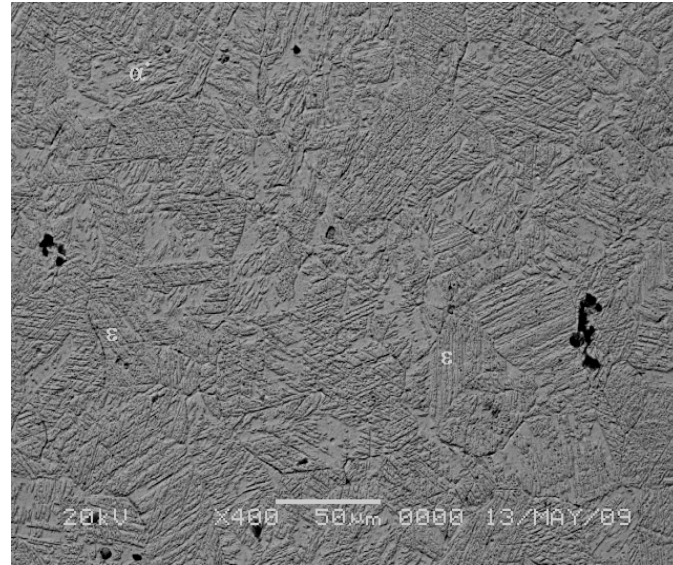
(a)

Şekil 3.5. 1200 °C de 12 saat ısıtılma tabi tutulan ve fırında soğutulduktan sonra oda sıcaklığında a)%6, b) %10 ve c)%20 plastik deformasyona uğrattıldıktan sonra 1000 °C de 30 dak. ısıtılma tabi tutulan ve oda sıcaklığındaki suya atılarak hızlı soğutulan numunelerin yüzey gözlemleri

Şekil 3.5.b.c (devam)



(b)



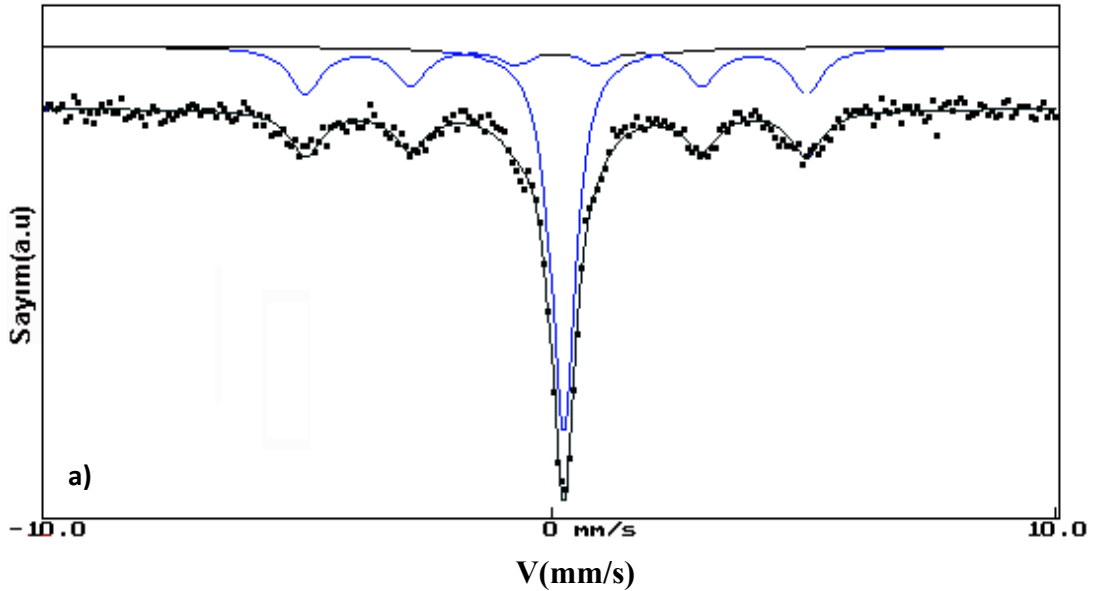
(c)

Şekil 3.1' de görüldüğü gibi 1200 °C de 12 saat ısıl işleme tabi tutulan ve fırında soğutulup hiçbir basma zoru uygulanmadığında α' martensite yapılar, ϵ martensite yapılardan daha fazladır. Buna karşın % 6 ve %10 plastik deformasyona uğrayan numunelerde ϵ martensite miktarının α' martensite miktarından daha fazla olduğu

SEM görüntüsünden anlaşıldı. Özellikle %6 ve %10 deformasyona uğrayan numunelerin SEM incelemelerinde ϵ martensite plakaların daha uzun ve büyük olduğu görüldü. Austenite fazın deformasyonu ile austenite tanelerin küçüldüğü gözlemlendi (17,60). Austenite fazda deformasyon ile meydana gelen kusurların tanelerin büyümesini engellediği ortaya çıkmıştır. Bunun içinde ϵ martensite plakalar daha kısa oluşmuştur (4). Kusurların artması ile α' martensiteleri için çekirdeklenme bölgelerinin artışından söz edilebilir (1,8).

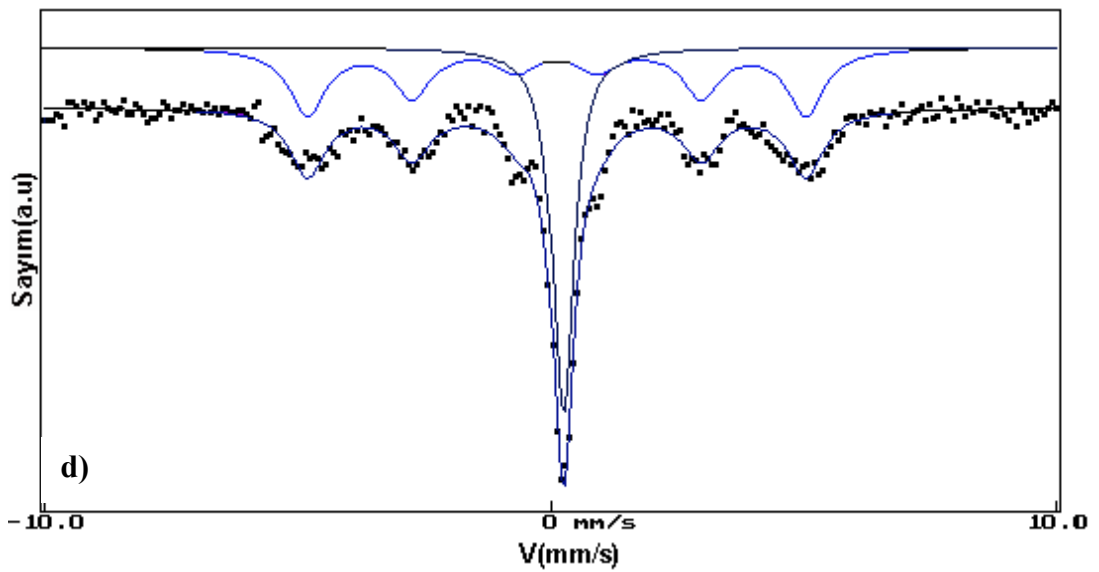
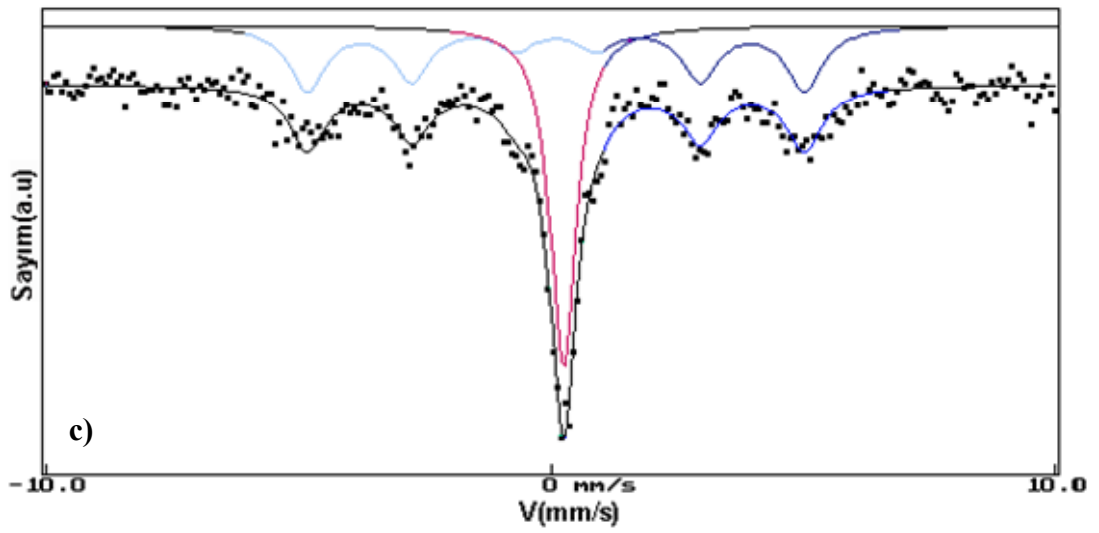
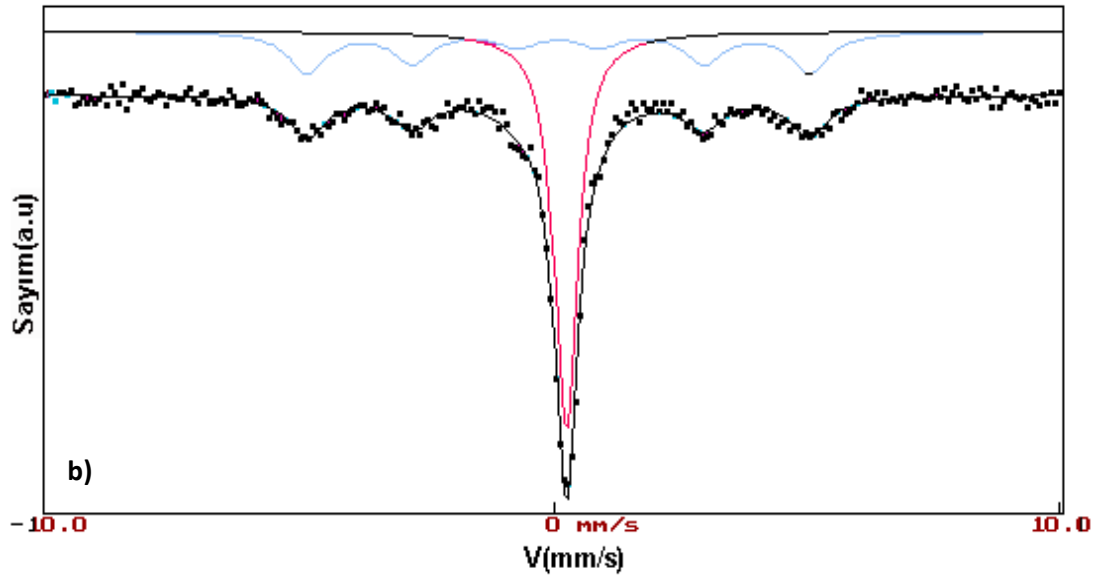
3.3. Fe-%15Mn-%5Mo Alaşımının Manyetik Özelliklerinin Mössbauer Spektrum İle İncelenmesi

1200 °C de 12 saat ısıl işleme tabi tutulan ve austenite fazda iken plastik deformasyona uğratılan numunelerin Mössbauer spektrometresinden alınan sonuçlar Şekil 3.6' da verilmiştir. Şekil 3.6 (a) da hızlı soğutmaya tabi tutulan numunenin deformasyon uygulanmamış spektrumu görülmektedir.



Şekil 3.6. Fe-%15Mn-%5Mo numunesine ait a) suda soğutulmuş numuneye, b) %6 deformasyon, c) %10 deformasyon ve d) %20 deformasyon Mössbauer Spektrumları

Şekil 3.6. b.c.d. (devam)



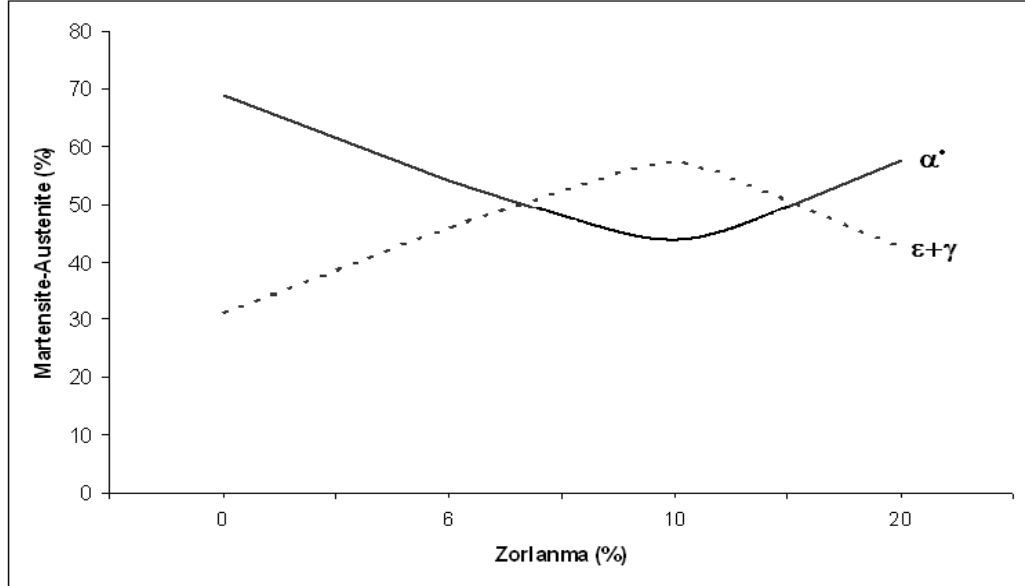
Bu numuneye ait dönüşüm oranı izomer kayması ve iç manyetik alan değişimi Çizelge 3.1' de verildi. Yine aynı şekilde plastik deformasyona uğratılan numuneler ait pikler Şekil 3.6. (b),(c),(d), de verildi. Piklerin şiddetinden ve tabloda verilen dönüşüm miktarlarından anlaşıldığı gibi, austenite fazın deformasyonu ile ϵ martensite miktarı artmıştır. Yine deformasyon miktarının artması ile ϵ ve α' arasındaki ilişki Şekil 3.7' de grafikte verilmiştir.

Termal etki ile oluşan difüzyonsuz faz dönüşümünde α' faz fazla olduğu için antiferromanyetik özellik alaşımında daha fazladır. Austenite fazın deformasyonu sonucu $\gamma+\epsilon$ faz miktarı fazla olduğu için alaşım daha fazla paramanyetik özellik göstermiştir. $\gamma+\epsilon$ miktarına bağlı olarak alaşımlarda manyetik özellik değişmektedir (17). Düşük orandaki deformasyon miktarı ϵ martensite miktarına arttırmıştır. ϵ martensite miktarı ise paramagnetik özelliği arttırmıştır.

Deformasyon	$\epsilon+\gamma$	α'	İso($\epsilon+\gamma$)	İso(α')	BHT(Tesla)
-	31,11	68,9	0,238	0,112	30,75
6	46,02	54	0,241	0,107	30,52
10	58,6	41,4	0,237	0,103	30,78
20	42,5	57,5	0,241	0,125	30,5

Çizelge 3.1. Isıl işlem ve zor + ısıl işleme tabi tutulan numunelere ait dönüşüm miktarları

Şekil 3.7' de zorlanma miktarının martensite miktarına göre değişimi verilmiştir. Grafikten de görüldüğü gibi $\gamma+\epsilon$ miktarı %10 deformasyona kadar artma eğilimi göstermiş daha sonra ise α' martensite miktarının arttığı gözlenmiştir. Küçük zorlanma miktarlarında ϵ martensite için çekirdeklenmeler fazla olduğu için bu martensite miktarı fazla gözlenmiştir. Zorlanma miktarı arttıkça α' martensite için gerekli olan çekirdeklenme miktarı fazla olmuştur (4,17,60).



Şekil 3.7. hızlı soğutulan ve Fırında soğutulduktan sonra plastik deformasyona uğratılan numunelere ait zorlanma (%) ve Martensite-Austenite(%) grafiği

4. SONUÇ

Bu çalışmada Fe-%15Mn-%5Mo alaşımında meydana gelen martensite faz dönüşümünün mikro yapısı ve kristalografik özellikleri açıklandı. Termal etkinin ve austenite fazın deformasyonunun martensitik dönüşümler ve alaşımın manyetik özellikleri üzerine etkisi araştırıldı.

Fe-%15Mn-%5Mo alaşımına aynı sıcaklıkta ve aynı sürede ısıtma işlemi uygulanmasına rağmen, oda sıcaklığında suya atılarak hızlı soğutma işlemi ile martensite faz dönüşümü oluşurken fırında yavaş soğutulan numunenin austenite fazda kaldığı ve numunede tanelerin (grains) oluştuğunu görülmüştür. İncelediğimiz bu alaşımda, martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvvetin yavaş soğutma sonucu oluşmadığı görüldü. Dolayısıyla ısıtma işlemi sırasında numunenin hızlı soğutulması ile numunede meydana getirilen sıcaklık değişiminin martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvveti meydana getirdiği ortaya konuldu. Sonuç olarak; ani sıcaklık değişimi sonucu ortaya çıkan enerji farkının bu alaşımda görülen $\gamma \rightarrow \epsilon$ ve $\gamma \rightarrow \alpha'$ türleri martensitik dönüşümler için yeterli olduğu anlaşıldı. Yapılan SEM incelemelerinde yavaş soğutulan numunelerin tane boyutunun hızlı soğutulan numuneye göre daha büyük olduğu gözlemlendi.

Termal etkili martensitik dönüşümün SEM incelemelerinde ϵ martensite plakaların tane boyunca uzandığı ve aynı tane içerisinde farklı yönelimlere sahip olduğu yine tane sınırlarında başlayıp tane sınırlarında sona erdiği görüldü. α' martensite tanecikleri ise ϵ bantların kesişim bölgelerinde ve tane içlerinde oluştuğu görüldü.

Termal etkili martensitik dönüşümün TEM gözleminde ϵ martensite'nin birbirine paralel plakalar şeklinde, α' martensitelerin ise kalın plakalar şeklinde olduğu gözlemlendi ve ϵ martensite plakaların kalınlıkları yaklaşık olarak 100-150 μm ölçüldü. Hızlı soğutulan numunede yığılma kusurlarının arttığı ve bu kusurların birleşerek ϵ martensite plakalarını oluşturdukları anlaşıldı. Şekil 3.3'de ϵ ve α' martensite yapılarına ait tek kristal yapılar gösterildi. Bu tek kristal yapılar üzerinden alınan elektron kırınım difraksiyonlarının incelenmesi sonucu bu kristalografik yapılara ait örgü parametreleri $\epsilon_a=2,51 \text{ \AA}$, $\epsilon_c=3,96 \text{ \AA}$, $\alpha_a=2,9 \text{ \AA}$ olarak bulundu.

Hızlı soğutmaya tabi tutulan numunenin X-Işını analizi yapıldı. Bu analizde γ , ϵ , α' fazlara ait piklerin olduğu Bragg Yasası yardımı ile belirlendi. Böylelikle elektron kırınımı ile elde edilen mikro yapıların martensite ve austenite fazlara ait olduğu doğrulandı.

Austenite fazlarda bulunan Fe-%15Mn-%5Mo alaşımında plastik deformasyonun etkisi incelendi. Oda sıcaklığında %6,%10 ve %20 deformasyona uğratan ve tekrar ısıtılma tabi tutulan numunelerin SEM incelemelerinde mikro yapılar gözlemlendi. Basma zoru uygulanmadığında α' martensite yapılar, ϵ martensite yapılardan daha fazla iken %6 ve %10 plastik deformasyona uğrayan numunelerde ϵ martensite miktarının α' martensite miktarından daha fazla olduğu görüldü. Austenite fazın deformasyonu ile austenite tanelerin küçüldüğü gözlemlendi. Austenite fazda deformasyon ile meydana gelen kusurların tanelerin büyümesini engellediği ortaya çıkmış ve ϵ martensite plakalar daha kısa oluşmuştur.

1200 °C' de 12 saat ısıtılma tabi tutulan ve austenite fazda iken plastik deformasyona uğratan numuneler Mössbauer spektrometresinde incelendi. Austenite fazın deformasyonu ile $\gamma + \epsilon$ miktarı %10 deformasyona kadar artma eğilimi göstermiş daha sonra ise α' martensite miktarının arttığı gözlemlenmiştir. Küçük zorlanma miktarlarında ϵ martensite için çekirdeklenmeler fazla olduğu için bu martensite miktarı fazla gözlemlenmiştir. Zorlanma miktarı arttıkça α' martensite için gerekli olan çekirdeklenme miktarı fazla olmuştur.

Mössbauer Spektrometresi analizleri sonucu, yalnızca termal işleme tabi tutulan numunelerde antiferromanyetik özellik gösteren α' martensitenin fazla olduğu görülmüştür. Austenite fazın deformasyonu sonucu oluşan ϵ ve γ fazların artması ile paramanyetiklik artmıştır. Sonuç olarak austenite fazın deformasyonunun alaşımın manyetikliğini değiştirdiği gözlemlenmiştir.

Sonuç olarak austenite fazın deformasyonu sonucu ϵ martensite faz miktarının arttığı ve bunun sonucu olarakta şekil hatırlama özelliğinin arttığı bilinir.

KAYNAKLAR

- (1) T. Kirindi, Fe-%12.5Mn-%5.5Si-%9Cr-%3.5Ni Alaşımında Martensitik Dönüşümler Üzerine Termal ve Zor Etkilerinin İncelenmesi. Doktora Tezi. Kırıkkale Üniversitesi, Kırıkkale, 2004.
- (2) U. Sarı, Şekil Hatırlamalı Cu-%11,92Al-%3.78Ni Alaşımında Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal ve Mekanik Etkiler. Doktora Tezi. Kırıkkale Üniversitesi, Kırıkkale, 2004.
- (3) Clapp, P.C., How would we recognize a Martensitic Transformation if it Bumped into us on a Dark & Austty Night?. J. De Physique 5. C8, 11-19, 1995.
- (4) Nishiyama, Z., Martensitic Transformations, Academic Pres London, 1978.
- (5) Kaufman, L. and Cohen, M., Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations. Prog. Metal Phys. 7, 165, 1958.
- (6) Olson, G.B. and Cohen, M., General mechanism of martensitic Nucleation: partI General concepts and f.c.c. →h.c.p. transformation. Metall. Trans. A, 7A, 1897, 1976.
- (7) Olson, G.B. and Cohen, M., Kinetics of strain Induced Martensite Nucleation. Metallurgical Transaction. Metall. Trans. A, 7A, 1905, 1976.
- (8) Olson, G.B. and Cohen, M., A general mechanism of martensitic Nucleation: Part III- Kinetics of martensitic Nucleation. Metall Trans. A, 7A, 1915, 1976.

- (9) Bergeon, N. and Guenin, G. and Esnouf, C., Microstructural analysis of the stress-induced ϵ martensite in a Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy: Part I-calculated description of the microstructure. Mater. Sci. Eng. A242, 77, 1998.
- (10) Yang, J.H. and Wayman, C.M., On secondary variants formed at intersections of ϵ martensite variants. Acta Metall. Mater. 40, 2011, 1992.
- (11) Yang, J.H. and Wayman, C.M., Self-accomodation and shape memory mechanism of ϵ martensite – I. Experimental observations. Mater. Characterization. 28, 23, 1992.
- (12) Yang, J.H. and Wayman, C.M., Self-accomodation and shape memory mechanism of ϵ martensite – II. Theoretical considerations. Mater. Characterization. 28, 37, 1992.
- (13) Inagaki, H., Effect of Ni on Stacking Fault Distributions in Fe-Mn-Si-Ni-Cr Shape Memory Alloys. Z. Metallkd. 86, 275, 1995.
- (14) Inagaki, H., In situ TEM observation of the $\alpha \rightarrow \gamma$ reverse transformation in Fe-14Mn-6Si-9Cr-6Ni Shape memory alloy. Z. Metallkd. 83, 87, 1992.
- (15) Inagaki, H., In situ TEM observation of the $\alpha \rightarrow \gamma$ reverse transformation in Fe-14Mn-6Si-9Cr-6Ni Shape memory alloy. Z. Metallkd. 83, 304, 1992.
- (16) N. Navruz, Demir Bazlı Alaşımlarda ϵ Martensitenin Oluşumu ve Diğer Martensite Türleri ile Etkileşmesi. Doktora Tezi. A.Ü. Fen. Bil. Enst, Ankara, 1996.
- (17) Kırındı, T. and Sarı, U., Influence of Mn content on the magnetic properties and microstructure in Fe-Mn-Mo alloys. Journal of Alloys and Compounds. 448, 129, 2009.

- (18) Christian, J.W., The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Pergaman Pres. London. 1975.
- (19) Onaran, K., Malzeme Bilimi. Bilim teknik yayınevi, İstanbul, 1997.
- (20) Sari, U. and Aksoy, İ., Elektron Microscopy study of 2H and 18 R martensites in Cu-11.92 wt% Al-3.78wt% Ni shope memeory alloy. Journal of Alloys and Compounds. 417, 138, 2006.
- (21) Durlu, T.N., Strain – induced martensite formation during the intersection of plate martensites in Fe-17.1wt% Ni-0.81 wt% C alloy. J. Mater. Sci. Let., 15, 1412, 1996.
- (22) Christian, J.W., The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Pergaman Press, Oxford, 1965.
- (23) Read, R.E., Physical Metalurgy Principles. International Student Edition, New York, 1970.
- (24.) Kakeshita, T. and Kuroiwa, K. and Shimizu, K. and Ikeda, T. and Yamagishi, A. and Date M., Effect of magnetic – fields on athermal and isothermal martensitic transfotmations in Fe-Ni-Mn alloys. Mater. Trans. JIM. 34, 415, 1993.
- (25) Kakeshita, T. and Kuroiwa, K. and Shimizu, K. and Ikeda, T. and Yamagishi, A. and Date M., A new model explainable for both the athermal and isothermal naturesnof martensitic transformations in Fe-Mn-Ni alloys. Mater. Trans. JIM. 34, 423, 1993.
- (26) Olson, G.B. and Owen, W.S., Martensite. The Materials Informations Society, New York, 1992.

- (27) Seo, S.B. and Leem, D.S. and Jun, J.H. and Choi, C.S., Effect of thermal cycling on microstructures and mechanical properties of lath and lenticular martensites in Fe-Ni alloys. *ISIJ Int.* 41, 350, 2001.
- (28) Takaki, S. and Tomimura, K. and Ueda, S., Effect of Pre-Cold-Working on diffusional reversion of deformation-induced martensite in metastable austenitic stainless-steel. *ISIJ Int.* 34, 522, 1994.
- (29) Wayman, C.M., *Introduction to The Crystallography of Martensitic Transformations.* The Macmillan Company, New York, 1964.
- (30) Wechsler, M.S. and Lieberman, D.S. and Read T.A., On the theory of the Formation of martensite. *J. Metals.* 1503, 1953.
- (31) Bowles, J.S. and Mackenzie, J.K., The crystallography of martensite transformation 1 *Acta Met.* 2, 129, 1954.
- (32) Mackenzie, J.K. and Bowles, J.S., The crystallography of martensite transformation 2 *Acta Met.* 2, 138, 1954.
- (33) Bhadeshia, H.K.D.H., TRIP-assisted steels? *ISIJ International.* 42, 1059, 2002.
- (34) Wayman, C.M. and Less J., Crystallographic theories of martensitic transformations. *Comman Metals.* 28, 98, 1972.
- (35) Bowles, J.S. and Dunne, D.P., The Crystallographic theory of martensitic transformations. *Metal Sci. J.-.*, 7, 118, 1973.
- (36) Khachaturyan, A.G., *Theory of Structural Transformations in Solids,* John Wiley, New York, 1983.

- (37) Yang, J.H. and Wayman, C.M., Intersecting – shear mechanisms for the formation of secondary ϵ martensite variants. *Acta Metall. Mater.* 40, 2025, 1992.
- (38) Hull, D., *Introduction to Dislocation*. Pergamon Pres, London, 1965.
- (39) Maki, T. and Tsuzaki, K., Transformation behavior of ϵ -martensite in Fe-Mn-Si shape memory alloys. *Proc. of ICOMAT . 92*, 1151, 1992.
- (40) Christian, J.W., Some surprising features of the plastic deformation of Body-Centered Cubic Metals and alloys. *Metall. Trans. A*, 14A, 1237, 1983.
- (41) Kikuchi, T. and Kajiwara, S. and Tomota, Y., Microscopic Studies on Stress-induced Martensite Transformation and Its Reversion in an Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy. *Mater. Trans. JIM*. 36, 719, 1995.
- (42) Petty, E.R., *Martensite Fundamentals and Technology*. London, 1970.
- (43) Kittel, C., Çeviri: B. Karaoğlu, *Katıhal Fiziğine Giriş*. Bilgitek Yayıncılık, İstanbul, 1996.
- (44) H. Güngüneş, Fe-%24.5Ni-%4.5Si Alaşımında Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri Üzerinde Çalışmalar. Doktora Tezi. Kırıkkale Üniversitesi, Kırıkkale, 2005.
- (45) Kırım, S., *Faraday Sistemi ve Manyetik Alınganlık Ölçümü*, Atatürk Üniversitesi Yayınları. 1979.
- (46) Gedikoğlu, A., *Atom ve Çekirdek Fiziğine Giriş*. Ekonomist Yayınevi, Ankara 1978.
- (47) Tanyel, B., *Nükleer Fizik*. Ege Üniversitesi Basımevi, İzmir, 1994.

- (48) Ross, N.D.H. and Crocker, A-G., A generalized theory of martensite crystallography and its application to transformations in steels. *Acta Metall.* 18, 405, 1970.
- (49) Wertheim, G.K., Mössbauer Effect, Principles and Application. Academic Press, New York, 1964.
- (50) Durlu, T.N., The effect of γ - α - γ cycles on strain-induced martensite formation in on Fe-27.3 Ni alloy. *J. Mater. Sci. Lett.* 11, 702, 1992.
- (51) Akgün, İ. and Gedikoğlu, A. and Durlu, T.N., Mossbauer study of martensitic transformations in an Fe-29.6-% Ni alloy. *J. Mater Sci.* 17, 3479, 1982.
- (52) Askeland, D.R., The Science and Engineering of Materials. 1. Cilt (Çeviri: Dr. M. Erdoğan) Nobel Yayınları, Ankara, 1998.
- (53) Li, H. and Dunne, D. and Kennon, N., Factors influencing shape memory effect and phase transformation behaviour of Fe-Mn-Si based shape memory alloys. *Mater. Sci. Eng. A273 – 275*, 517, 1999.
- (54) Arruda, G.J. and Buono, V.T.L. and Andrade, M.S., The influence of deformation on the microstructure and transformation temperatures of Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloys. *Mater. Sci. Eng. A273_275*, T28, 1999.
- (55) Inagaki, H., Shape memory effect of Fe-14%Mn-6%Si-9%Cr-6%Ni alloy polycrystals. *Z. Metallkd*, 83, 90, 1992.
- (56) Aikawa, T. and Nishino, Y. and Asono, S., Stabilization of the HCP ϵ phase in an Fe-21%Mn alloy subjected to cathodic hydrogen changing. *Scripta Metal. Mater.* 29, 135, 1993.

- (57) Baruj, A. and Troiani, H.E. and Sade, M. and Fernandez, A. and Guillerment Phil. Mag., Effect of thermal cycling on the fcc-hcp martensitic transformation temperatures in the Fe-Mn System-II. Transmission electron microscopy study of the microstructural changes. A, 80, 2537, 2000.
- (58) Jion, L. and Wayman, C.M., On the mechanism of the shape memory effect associated with γ (fcc) to ϵ (hcp) martensitic transformations in Fe-Mn-Si based alloys. Scripta Metall. Mater. 27, 379, 1992.
- (59) Porter, D.A. and Easterling, K.E., Phase Transformations in Metals and Alloys. Chapman and Hall, London, 1981.
- (60) Kırındı, T. and Sarı U. and Dikici M., The effects of pre-strain, recovery temperature, and bending deformation on shape memory effect in an Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloy. Journal of Alloys and Compounds. 475, 145, 2009.