

BURÇIN BAĞCI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

KÜ 2013

KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI
YÜKSEK LİSANS TEZİ

Fe-%20Mn-%4.5Co ALAŞIMINDA
MARTENSİTİK FAZ DÖNÜŞÜMLER ÜZERİNE
HOMOJENLEŞTİRME SICAKLIĞININ ETKİSİ

BURÇIN BAĞCI

HAZİRAN 2013

KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI
YÜKSEK LİSANS TEZİ

Fe-%20Mn-%4.5Co ALAŞIMINDA
MARTENSİTİK FAZ DÖNÜŞÜMLER ÜZERİNE
HOMOJENLEŞTİRME SICAKLIĞININ ETKİSİ

BURÇİN BAĞCI

HAZİRAN 2013

Fizik Anabilim Dalında Burçin BAĞCI tarafından hazırlanan
Fe-%20Mn-%4.5Co ALAŞIMINDA MARTENSİTİK FAZ DÖNÜŞÜMLER
ÜZERİNE HOMOJENLEŞTİRME SICAKLIĞININ ETKİSİ adlı Yüksek Lisans
Tezinin Anabilim Dalı standartlarına uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Saffet NEZİR

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 (Danışman) : Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ _____

Üye : 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. Erdem Kamil YILDIRIM

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ÖZET

Fe–%20Mn–%4.5Co ALAŞIM MARTENSİTİK FAZ DÖNÜŞÜMLER ÜZERİNE HOMOJENLEŞTİRME SICAKLIĞININ ETKİSİ

BAĞCI, Burçin

Kırıkkale Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi

Danışman : Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ

Haziran 2013, 85 sayfa

Bu çalışmada, Fe–%20Mn–%4.5Co alaşımında termal etkili martensitik dönüşümün mikro yapısı, kristalografisi ve dönüşüm üzerinde homojenleştirme sıcaklığının etkisi taramalı elektron mikroskobu (SEM), geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) kullanılarak incelendi.

Fe–%20Mn–%4.5Co alaşımında termal etki sonucunda γ (f.c.c.) \rightarrow ϵ (h.c.p.) martensitik dönüşümünün meydana geldiği gözlemlendi. SEM ve TEM gözlemleri artan homojenleştirme sıcaklığının ϵ (h.c.p) martensite faz

miktarında ve austenite tane büyüklüğünde önemli değişiklikler yaratıldığını göstermiştir. Elde edilen kırınım deseni ve indis diyagramı kullanılarak örgü sabitleri hesaplandı ve sonuçların literatürle uyumlu olduğu görüldü.

Anahtar Kelimeler : Austenite, Martensite, ϵ -Martensite, Martensitik Faz

Dönüşümü, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM),

Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM).

ABSTRACT

INVESTIGATION OF THE HOMOGENIZATION TEMPERATURE EFFECTS ON THE MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN Fe–%20Mn–%4.5Co ALLOY

BAĞCI, Burçin

Kırıkkale University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics, M. Sc. Thesis

Supervisor : Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ

June 2013, 85 pages

In this study, the microstructure, crystallographic properties of the thermally induced martensitic transformation in Fe–%20Mn–%4.5Co alloy have been investigated by using the scanning electron microscope (SEM), the transmission electron microscope (TEM).

It has been observed that the γ (f.c.c.) \rightarrow ϵ (h.c.p.) martensitic transformation occurred with thermally-induced in Fe–%20Mn–%4.5Co alloy. The SEM and TEM observations have shown that with increasing homogenization temperature created considerable changes amount of ϵ (h.c.p) martensite

phases and austenite grain size and the obtained results were discussed. Lattice parameter of martensite phases and orientation relationship between austenite and martensite phases obtained electron diffraction pattern analysis.

Key Words : Austenite, Martensite, ϵ -Martensite, Martensitic Phase Transformation, Scanning Electron Microscopy (SEM), Transmission Electron Microscopy (TEM).

TEŞEKKÜR

Yüksek Lisans öğrenimim süresince değerli bilgi, öneri ve eleştirileri ile çalışmama yön veren ve destekleyen Değerli Hocam Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ' ye sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneylerin yapılması ve tezin yazılması sırasında, yardımını esirgemeyen Sayın Doç. Dr. Talip KIRINDI' ya ve Doç. Dr. Uğur Sarı'ya teşekkür ederim.

Ders aşamasında bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım Fizik Bölümü' nün değerli öğretim üyelerine ve her konuda yardımını gördüğüm Fen Bilimleri Enstitüsü' nün akademik ve idari personeline teşekkür ederim. Ayrıca çalışmalarım boyunca yardımını gördüğüm arkadaşım Yusuf KULAKOĞLU'na teşekkür ederim.

Destekleri ile her zaman yanımda olan anneme ve kardeşime sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	iii
TEŞEKKÜRLER.....	v
İÇİNDEKİLER DİZİNİ.....	vi
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	x
SİMGELER DİZİNİ.....	xiii
KISALTMALAR DİZİNİ.....	xiv
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Literatür Özeti.....	2
1.2. Çalışmanın Amacı.....	4
2. MATERYAL VE YÖNTEM.....	6
2.1. Austenite–Martensite Faz Dönüşümleri.....	6
2.2. Martensite Faz Dönüşümlerinin Oluşumu.....	8
2.2.1 Austenite Fazın Stabilizasyonu.....	12
2.2.2. Martensite Faz Dönüşümlerinin Yapısal ve Kristalografik Özellikleri	13
2.2.3. F.c.c. – B.c.c. Faz Dönüşümü.....	18
2.2.4. B.c.c. – H.c.p. Faz Dönüşümü.....	19
2.2.5. F.c.c. – H.c.p. Faz Dönüşümü.....	21

2.2.6. Martensite Dönüşümün Tersinir Olma Özelliği.....	25
2.2.7. Fe-Mn Bazlı Alaşımlarda Martensitik Dönüşümler.....	27
2.2.8. Yapı Kusurlarının Martensitik Dönüşümlere Etkisi.....	28
2.2.9. Martensite Çekirdeklenmesinde Dislokasyonun Rolü.....	29
2.2.10. Martensitik Dönüşüme Dış Zorun Etkisi	30
2.3. Alaşımda Kullanılan Elementler.....	32
2.3.1. Demir (Fe)	32
2.3.2. Mangan (Mn).....	34
2.3.3. Kobalt (Co)	35
2.4. Deneysel Yöntem.....	37
2.4.1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM).....	37
2.4.2. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM).....	38
2.4.3. Elektron Kırınım Desenlerinin İndislenmesi.....	42
2.4.3.1 Kristal Doğrultuları.....	42
2.4.3.2 Miller İndislerinin Gösterimi.....	44
2.4.3.3 İki Düzlemin Zone Eksenini	47
2.4.3.4 Yansıma Şartları	49
2.4.3.5 Steografik İz Düşüm.....	52
2.4.3.6 Elektron Kırınım Geometrisi ve İndisleme.....	57
2.5. Numunelerin Hazırlanması	60

2.5.1 Numunelerin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İçin	
Hazırlanması.....	60
2.5.2 Numunelerin Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM)	
İçin Hazırlanması.....	61
3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....	63
3.1. Termal Etkili Martensitik Dönüşüm Üzerinde Soğutma Hızının	
Etkisi	63
3.2 Homojenleştirme Sıcaklığının Martensite Dönüşüm Üzerine Etkisi...	67
3.2.1 SEM Gözlemleri	67
3.2.2 TEM Gözlemleri	70
4.SONUÇLAR.....	75
KAYNAKLAR.....	77

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>ÇİZELGE</u>	<u>Sayfa</u>
4.1. Numunenin Örgü Parametreleri.....	77

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>SEKİL</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Austenite (γ) ve martensite (α) fazların kimyasal enerjilerinin sıcaklıkla değişimi	9
2.2. a) Martensite dönüşüm için yüzey kabartması b) Martensite dönüşüme etki eden bozulma çizgisinin kırılması.....	10
2.3. a) Atermal dönüşüm için dönüşüm yüzdesinin zamanla değişimi b) İzotermal dönüşüm için dönüşüm yüzdesinin zamanla değişimi..	11
2.4. Bain'e göre örgü bozumu	13
2.5. Austenite kristalinde ortaya çıkan Martensite yerleşim düzlemi ...	16
2.6. a) Kesmeye sahip olmayan örgü deformasyonu b) Kayma türü örgü deformasyonu c) İkizlenme örgü deformasyonu.....	17
2.7. a) f.c.c. kristal yapı, b) b.c.c. kristal yapı.....	19
2.8. Burgers tarafından önerilmiş olan b.c.c. \rightarrow h.c.p. dönüşümünde kesme mekanizması.....	20
2.9. 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.....	21
2.10. h.c.p. kristal yapının kürelerle şematik gösterimi.....	23
2.11. Sıkı paketlenmiş f.c.c. kristal yapının kürelerle şematik gösterimi	23

2.12. a-b) f.c.c.→h.c.p. dönüşüm mekanizması, c) f.c.c.→h.c.p. dönüşümünde üç çeşit kesme doğrultusu	25
2.13. Elektrolizle arıtılmış (%99,97+) saflıkta demir parçaları ve karşılaştırma için yüksek saflıkta (99,9999 % = 6N) 1 cm ³ hacminde demirden bir küp	34
2.14. Elektrolizle arıtılmış (%99,99) saflıkta mangan parçaları ve karşılaştırma için yüksek saflıkta (%99,99 = 4N) 1 cm ³ hacminde mangan bir küp	35
2.15. Kobalt	36
2.16. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Mekanizması	37
2.17. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ve Yapısı.....	39
2.18. Örgü Doğrultusu	42
2.19. Miller İndisleri Tayin Edilecek P Düzlemi	45
2.20. Kübik Yapıda Bazı Önemli Düzlemler ve Onların Miller İndisleri ...	46
2.21. İki Düzlemin Ara Kesit Doğrusu ve Bunların Zone Eksenini.....	47
2.22. Kübik Yapı İçin; a) Temel Düzlemler ve b) (100) ve (010) Düzlemlerini Zone Eksenini	49
2.23. Bir Kristalin Küresel İzdüşümü	53
2.24. Bir Kristalin İzdüşüm Düzlemleri	54
2.25. Bir Kristalin Stereografik İzdüşümü	55
2.26. Wulff Ağı.....	56

2.27. Tek Bir Kristal Üzerinde Elektron Kırınımının Geometrik Konfigürasyonu.....	57
2.28. TEM'den Alınan Noktasal Desenli Elektron Kırınım Görüntüsü.....	58
3.1. 1000 °C de 12 saat tavlanan ve yavaş soğutulan Alaşıma ait yüzey görünümü.....	64
3.2. 1000 °C de 12 saat tavlanan ve suda soğutulan Alaşıma ait yüzey görünümü	65
3.3. Farklı sıcaklıklara tabi tutulan numunelerin oda sıcaklığındaki SEM görüntüleri a) 800°C, b) 1000°C, c) 1200°C.....	68
3.4. 800°C de 12 saat tavlanan ve suda hızlı soğutulan alaşımın a) TEM resmi b) Kırınım deseni ve indis diyagramı	70
3.5. 1000 °C de 12 saat tavlanan ve suda hızlı soğutulan alaşımın a) Aydınlık Alan, b) Karanlık Alan, c) Kırınım İndis Deseni ve Diyagramı	72
3.6. 1200 °C de 12 saat tavlanan ve suda soğutulan alaşıma ait a) Aydınlık alan görüntüsü, b) Kırınım deseni ve indis diyagramı.....	73

SİMGELER DİZİNİ

SİMGE

γ	Yüz merkezli kübik yapı
α	Hacim merkezli tetragonal yapı
α'	Hacim merkezli kübik yapı
ε	Sıkı paketlenmiş hekzagonal yapı
T_0	Austenite ve martensite fazların dengede bulunduğu sıcaklık
M_s	Austenite–martensite faz dönüşümünün başlama sıcaklığı
M_f	Austenite–martensite faz dönüşümünün bitiş sıcaklığı
A_s	Martensite–austenite dönüşümünün başlama sıcaklığı
E	Sistemin potansiyel ve kinetik enerjileri toplamı
T	Mutlak sıcaklık
E	Sistemin potansiyel ve kinetik enerjileri toplamı
T	Mutlak sıcaklık
R	Katı cismin dönmesi

KISALTMALAR DİZİNİ

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 hegzagonal yapı
TEM	Geçirmeli Elektron Mikroskobu
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
(hkl)	Miller indisleri
[uvw]	Zon eksen

1. GİRİŞ

Metal ve metal alaşımları sıcaklık, zor ve zorlanma gibi çeşitli etkiler altında farklı özellikler gösterdiğinden günümüzde üretilen malzemelerin büyük kısmında karşımıza çıkmaktadır. Katıhal fiziğinde önemli bir yeri olan martensitik dönüşüm ilk defa Alman bilim adamı A.Martens tarafından demir bazlı alaşımlarda görülmüştür [3].

Metal ve alaşımlarda dönüşüm öncesi faz austenit fazı olarak bilinir. Martensitik faz dönüşümü numune sıcaklığının hızla düşürülmesi veya austenit yapıya dıştan uygulanan bir mekanik zor ya da her ikisinin aynı anda uygulanmasıyla meydana gelir. Austenit yapı, bir T_0 sıcaklığında termodinamik haldedir. Kristal yapı bu sıcaklıktan hızla soğutulursa martensite yapı oluşmaya başlar. Martensite haldeki numune ısıtılınca tekrar austenit faza döner.

Martensitik faz dönüşümleri ilk defa demir alaşımlarında gözleendiğinden başlangıçta yalnızca demir ve alaşımlarında oluştuğı zannedilen bu dönüşümlerin geniş çaplı soy metal bakır bazlı alaşımlarda ve metalik özellik taşımayan maddelerde de gözlenmiştir [3].

1950' li yıllardan sonra elektron mikroskop yöntemlerinin geliştirilmesi ile austenite-martensite faz dönüşümü olayının araştırılması hız kazanmış ve bu konuda önemli gelişmeler kaydedilmiştir [2,3].

Faz dönüşümü sırasında kristali oluşturan atomların birbirlerine göre konumları ya da komşulukları değiştirerek meydana gelen dönüşüme "Difüzyonlu Faz Dönüşümü" denir. Atomların komşulukları değişmez ise "Difüzyonsuz Faz Dönüşümü" denir. Metal ve metal alaşımlarının sıcaklıkla atomların yayılmalı bir oluşumla yer değiştiremeyecekleri kadar hızlı bir şekilde hızlı değiştirilirse difüzyonsuz faz dönüşümü gözlenir ve bu tür dönüşümlere martensitik dönüşümler denir [4,5].

1.1 Literatür Özeti

İlk olarak demir ve demir alaşımlarında gözlenen difüzyonsuz faz dönüşümleri bir çok çalışmaya temel olmuştur. Fe bazlı alaşımlarda gözlenen martensitik dönüşümler genelde yüz merkezli kübik (f.c.c) yapıdaki fazın hacim merkezli kübik (b.c.c) yapıya, hacim merkezli tetragonla (b.c.t) veya sıkı paketlenmiş hegzagonal (h.c.p) yapıdaki martensite faz dönüşümü şeklinde ortaya çıkar [6,7].

Fe-Mn bazlı alaşımlarda alaşımanın içerisindeki Mn oranına göre yüz merkezli kübik yapıdan hacim merkezli kübik yapıya difüzyonsuz faz dönüşümü termal veya zor etkisi ile oluşmaktadır. Mn oranı yaklaşık %11-%12 den aşağı olan alaşımlarda α' (b.c.c) yapıda martensite dönüşüm olurken %10'nun üzerinde Mn oranına sahip alaşımlarda γ (f.c.c) ve ε (h.c.p) türü martensite faz dönüşümleri meydana gelir [8].

Joon-Hwan tarafından Fe-Mn alaşımında Mn içeriğinin mikro yapıya etkileri araştırılmıştır. P. Marinelli Fe-Mn alaşımlarında hcp-fcc martensite dönüşümünde alaşım kompozisyonunun dönüşüme eşlik eden entalpi değişimine etkisini araştırmıştır [56].

Maki ve Tsuzaki [11] ile Yang ve Wayman [12], termal etki ile meydana gelen ε martensitenin mikro yapıları ve şekil hatırlama özelliğinin mekanizmasını dislokasyon hareketlerine bağlı olarak ortaya koymuşlardır.

Martensite ve austenite yapı içeren Fe-Mn bazlı alaşımlarda zor-zorlanma deneyleri yapılmış ve ısı işlemin süresine ve sıcaklığına bağlı olarak alaşımanın mekanik özelliklerindeki değişme incelenmiştir [14,15,16].

Kırındı ve arkadaşları [40,54] şekil hatırlama özelliğine sahip Fe-Mn-Si-Cr-Ni alaşımında homojenleştirme zamanının martensitik dönüşümleri ve mekanik özellikleri nasıl etkilediğini araştırmışlar ve sonuç olarak deformasyon ve termal etkinin martensitik dönüşüme neden olduğunu

gözlemişlerdir. Buna ek olarak, alaşımın mekanik özelliklerine homojenleştirme zamanı etkisini gerilme-uzama eğrileri ile açıklamışlardır.

Kırındı ve Dikici [55], Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında ısıtma işleminin martensitik dönüşüm üzerine etkisini incelemiştir. Fırında soğutmanın (yavaş soğutma) bir sonucu olarak, 20 ile 100 µm arasında tanecik boyutlarına sahip austenite fazı taneler gözlenmiştir. Bununla birlikte, ε-martensite su verme sonucu oluşan austenite tanecikler de gözlenmiştir.

1.2 Çalışmanın Amacı

Metal ve metal alaşımları günümüzde her alanda kullanılan temel malzeme grubu olduğundan önemi her geçen gün artmaktadır. Metallerden teknoloji alanında tam olarak kullanılabilmesi için tüm özelliklerinin bilinmesi gerekir. Bu nedenle yapılan bir çok çalışmada metal ve metal alaşımlarının sahip olduğu mekanik ve fiziksel özellikleri araştırılmaktadır. Metal ve alaşımlarının çeşitli fiziksel etkiler altında sergiledikleri özellikler günümüzde halen tam olarak açıklanamamıştır.

Bu yüksek lisans çalışmasında amaç sıcaklıkla ilgili farklı etkilere ve deformasyona maruz kalan Fe-%20Mn-%4,5Co alaşımında görülen mikro yapısal özellikler ve bunun sonucunda oluşan makroskobik şekil

değişikliklerinin nedeni olan difüzyonsuz faz dönüşümünü araştırmaktır. Yüzey incelemeleri SEM, mikro yapı incelemeleri TEM ile ortaya konmuştur.

2. MATERYAL VE YÖNTEM

2.1 Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri

Homojen olarak dizilmiş atomlar belli bir fazı oluşturur. Fakat şartlar değişirse denge bozulur. Atomlar başka bir denge konumuna geçip değişik biçimde dizilerek yeni bir faz oluştururlar. Faz dönüşümü sıcaklık değişimi veya dışarıdan mekanik bir zorun uygulanmasıyla gerçekleşir. Dışarıdan uygulanan bu fiziksel etkiler austenite ve martensite fazlar arasındaki serbest enerji farkını ortaya çıkarır. Bu enerji farkı ise martensitik dönüşümün kaynağıdır. Faz dönüşümünde maddenin sadece kristal yapısı değişir, kimyasal yapıda değişme olmaz.

Martensite faz dönüşümleri hakkında bugüne kadar birçok tanım yapılmıştır.

Kaufman ve Cohen martensitik reaksiyonları; dönüşüm zorlanmasına uğramış bir bölgeden atomların topluca hareket ettikleri yer değiştirmeler olarak tanımlamıştır. Oluşumun difüzyonsuz olması nedeniyle ürün ve ana faz aynı kompozisyona sahiptir [4].

Wayman'a göre martensitik dönüşümler, katı halde metalik veya metalik olmayan materyallerde oluşan kesme veya yer değiştirmelerdir [17].

Christian, basit oluşum mekanizması nedeniyle martensitik d6n6ř6m6, atomik dif6zyon gerektirmediği, serbest enerjinin net bir azalımı ile hızlı yeni bir oluşum olarak tanımlar [18].

Nishiyama , martensitik d6n6ř6m için, atomların topluca hareket ettikleri bir faz geçişidir demiştir [5].

Khachaturyan'a g6re ise martensitik d6n6ř6mler, ana faz kristal 6rg6 içinde martensitik faz adacıklarının dif6zyonsuz oluşumu ile gerçekleşir. Austenite ve martensite fazın kristal 6rg6lerinin birbirinden farklı olması nedeniyle bunları birbirlerine uygun hale getirmek için elastik zorlanma oluşturulan atomik yer değiştirmeler gereklidir [19].

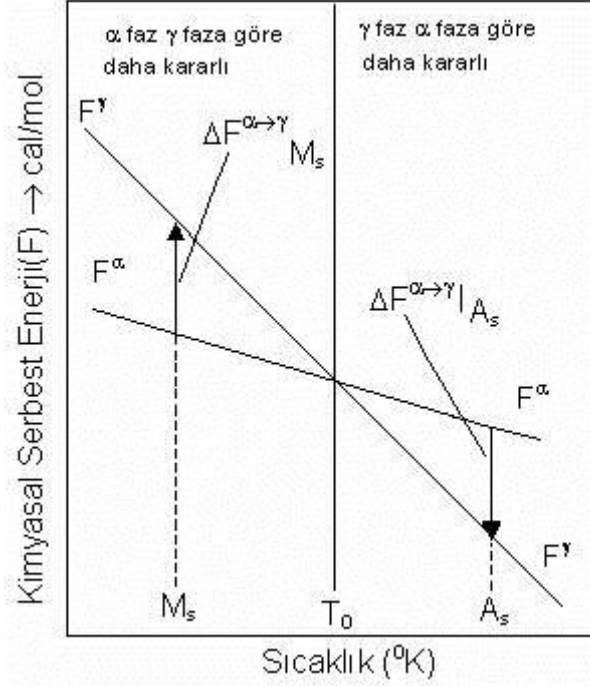
Clapp'ın yaptığı tanıma g6re ise bir martensitik d6n6ř6m, ana ve 6r6n fazlar arasında belirli bir kristalografik d6nme olan, yeni kristal yapının ana yapının belirli d6zlemlerde yerleşik olduğu, heterojen 6zellikli, belirli bir Şekil değişimi ile ortaya çıkan ve bir ara y6zey boyunca bir grup atomun ortak hareketini içeren bir oluşumdur [57].

Durlu, martensitik d6n6ř6m, bir atom takımının Şekil değişimi ortaya çıkaracak Şekilde, bir ara y6z boyunca topluca hareketi ile oluşan bir faz geçişidir [3].

2.2. Martensitik Faz Dönüşümlerinin Oluşumu

Fe alaşımları 1400°C civarında erir. Havasız ortamda oda sıcaklığında soğutulurken yaklaşık 900° C civarında yüz merkezli kübik yapıda (f.c.c) kristalleşir. Alaşımın bu fazına Austenite (ana faz) denir. Bu fazdaki alaşım uygulanan fiziksel etkenler sebebiyle hacim merkezli tetragonal (b.c.t), sıkı paketlenmiş heksagonal (h.c.p) veya hacim merkezli kübik (b.c.c) kristal yapıya dönüşür. Alaşımın bu fazına ise martensite adı verilir [21].

Austenite kristal yapı T_o sıcaklığında termodinamik dengededir. Kristal yapı bu sıcaklıktan hızla soğutulursa kritik bir M_s sıcaklığından sonra, austenit kristal yapı içinde martensite yapı oluşmaya başlar. Bu M_s sıcaklığına martensite başlama sıcaklığı denir ve değişik alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. ($T_o - M_s$) sıcaklık farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjiyi, bu enerji de dönüşüm için gereken sürücü kuvveti doğurur (şekil 2.1). Bu sırada dışarıdan uygulanan mekanik zor M_s yi artırdığı gibi dönüşen hacim miktarını da artırır [21]. M_s sıcaklığında başlayan martensite dönüşüm belli sıcaklık aralığında devam eder ve durur. Dönüşümün bittiği bu sıcaklığa martensite bitiş sıcaklığı M_f denir. Martensite haldeki dönüşmüş numune ısıtılınca tekrar ana faz olan austenite yapıya dönüşür. Bu nedenle martensite dönüşüm tersinir bir olaydır.

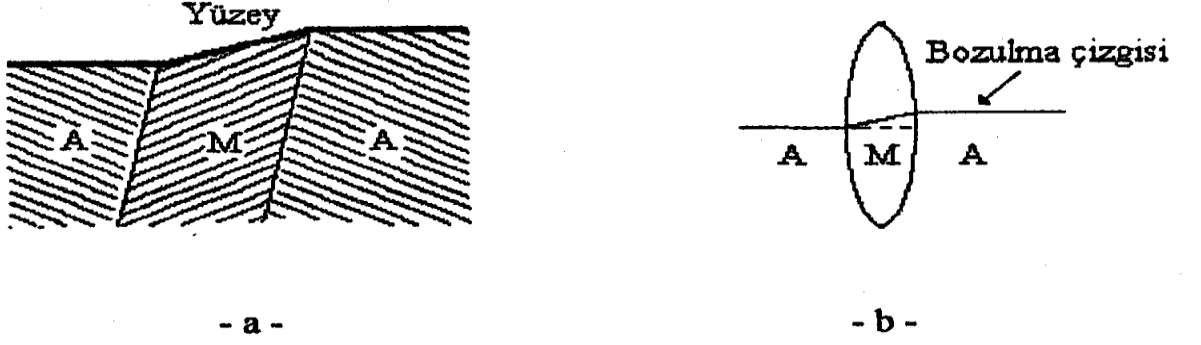


Şekil 2.1. Austenit ve martensite fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi [2].

Şekil 2.1’de görüldüğü gibi, T_0 denge sıcaklığının altında martensite faz kararlı iken bu sıcaklığın üstünde austenite faz kararlıdır. Dönüşümün başlayabilmesi için gerekli olan fiziksel etkinin yanı sıra alaşımın kompozisyonu ve içerisinde bulunan elementlerin miktarı önemli bir etkiye sahiptir [23,24,50,58,59].

Martensitik dönüşüm sınırlı bir şekil değişikliği ile meydana gelir. Ana faz durumunda, numunenin yüzeyi parlatıldıktan sonra sıcaklığı düşürülürse yüzey üzerinde meydana gelen martensitik fazlı bölgeler kabartılar şeklinde

gözlenir (Şekil 2.2a). Bu dönüşüm sırasında austenit ile martensitik yapı arasında sınırdaki bir bozulma çizgisi ortaya çıkar (Şekil 2.2b).

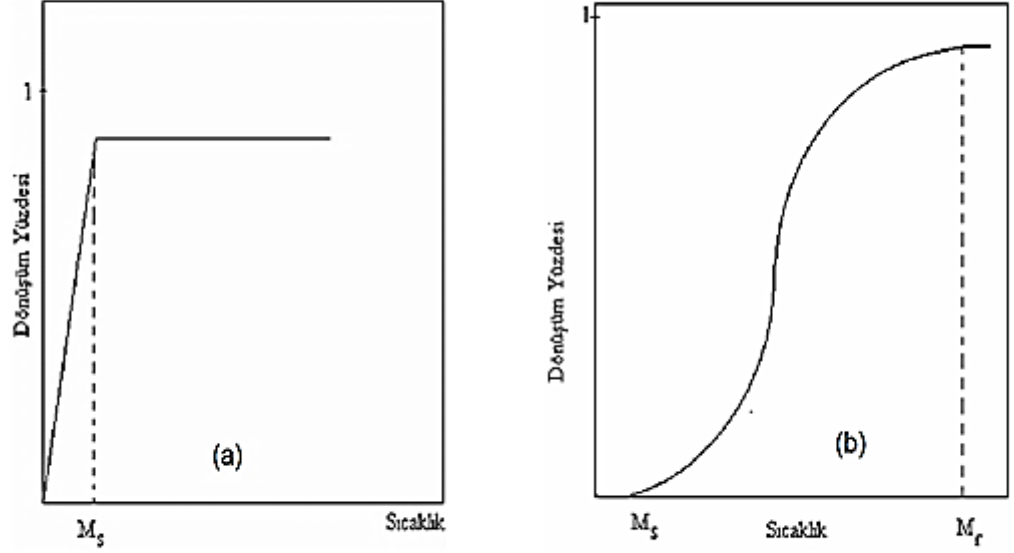


Şekil 2.2. Martensitik dönüşüme etki eden bozulma çizgisinin kırılması ve yüzey kabartmasının şekli **a)** Yüzey kabartması, **b)** Bozulma çizgisinin kırılması

Martensite faz dönüşümlerinin kinetik özelliklerini belirlemek amacıyla yapılan çalışmalar sonucu atermal ve izotermal özellikli iki değişik martensite oluşumu görülür [5,25,60,61].

Atermal Özellik: Atermal özellik gösteren martensite dönüşümleri, çok kısa zamanda ve austenite yapı içinde patlama şeklinde meydana gelir. Bunshah ve Mehl [25] Fe bazlı alaşımlarda gözlenen atermal özellik gösteren martensite kristallerinin 10^{-7} sn de ortaya çıktığını belirlemişlerdir. Atermal özellik gösteren martensitik dönüşümler yalnızca sıcaklığın fonksiyonudur.

İzotermal Özellik:Bazı alaşımlarda ise, martensite yapının oluşumu izotermal ve gözle görülebilecek kadar yavaş olabilir [60]. Bu tür dönüşümlerde, M_s sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda yeni martensite kristalleri oluşabilir ve daha önce oluşan martensite kristalleri hacimce bir büyüme gösterebilir [26].



Şekil 2.3. a) Atermal dönüşüm için dönüşüm yüzdesinin zamanla değişimi
b) İzotermal dönüşüm için dönüşüm yüzdesinin zamanla değişimi
[38].

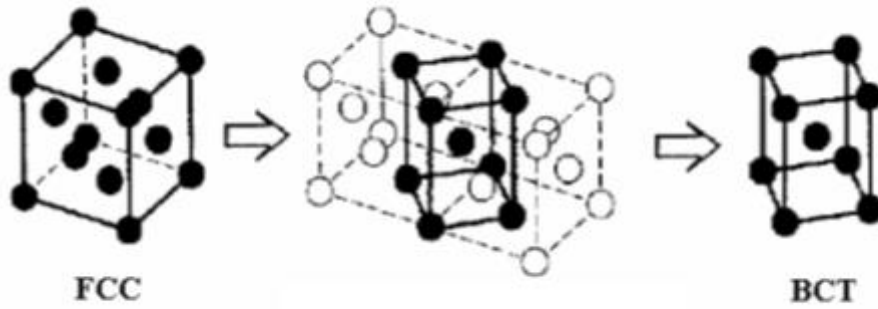
2.2.1 Austenite Fazın Stabilizasyonu

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 ve ana fazın kararsız yapıda olmasını sağlarlar. Bu kusurlar tane sınırları içinde dönüşümü engelleyerek alaşımın austenite fazda kalmasını sağlarlar [36].

Genel olarak austenite fazdan martensite faza dönüşümü engelleme işlemine austenite fazın stabilizasyonu denir. Belirli bir zaman aralığında numune, bir sıcaklıkta belli oranda soğutulursa ve daha sonra tekrar soğutma işlemine tabi tutulursa, dönüşüm aniden başlamaz. Sonradan uygulanan bütün sıcaklıklardaki dönüşüm oranı, direk soğutma ile oluşan dönüşüm oranından daha azdır. Buna göre belirli sıcaklık değerlerinde madde kararlı durumdadır. Stabilizasyonun değeri, numunenin o sıcaklıkta ne kadar süre ile bekletildiğine bağlı olarak değişim gösterir. Soğutma hızı ve dönüşüm miktarı değişkenleri de stabilizasyona katılır. Bu durum genel olmamakla birlikte martensite dönüşüm sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda stabilizasyondan söz edilmez [4,5].

2.2.2 Martensite Dönüşümlerin Yapısal Ve Kristalografik Özellikleri

Martensitik faz dönüşümünde, atomların komşuluklarını koruyarak bir kristal yapıdan diğerine nasıl geçileceğini açıklayan ilk model E.C Bain tarafından ortaya konmuştur. Bain bu modelinde, yüzey merkezli kübik örgünün hacim merkezli kübik ya da hacim merkezli tetragonal örgüye dönüşümü şekil 2.4. deki gibi açıklanabilir.



Şekil 2.4. Bain'e göre örgü bozumu

Bu modele göre, yüz merkezli kübik (f.c.c) yapıya sahip atomlar komşuluklarını koruyarak ancak aralarındaki uzaklıklar x ve y eksenleri üzerinde belli bir oranda artarken, z ekseninde aynı şekilde azalarak, hacim merkezli tetragonal (b.c.t) yapıya geçebiliyordu.

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.

Dönüşüm mekanizmasında, dönüşümden önce ve sonra atomik komşulukların korunduğu kabul edilir [5,68]. 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.

$[x_1, x_2, x_3]_b$ b.c.c. yapıdaki örgü vektörü, $[x_1, x_2, x_3]_f$ f.c.c. yapıdaki örgü vektörü olarak verilir. Bain Uyumuna göre örgü vektörü bileşenleri

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

şeklinde verilir. Bu ifadeyi matris formunda ifade edersek

$$\begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_b = \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_f \text{ veya tersi}$$

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

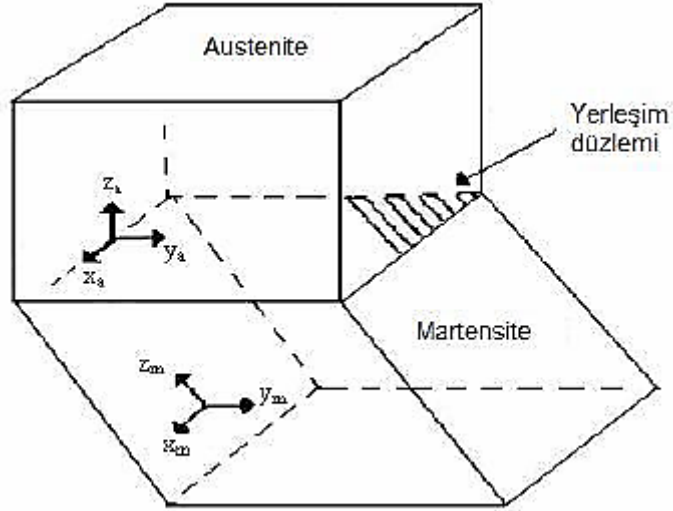
örgü düzlemleri arasındaki uyum

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

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

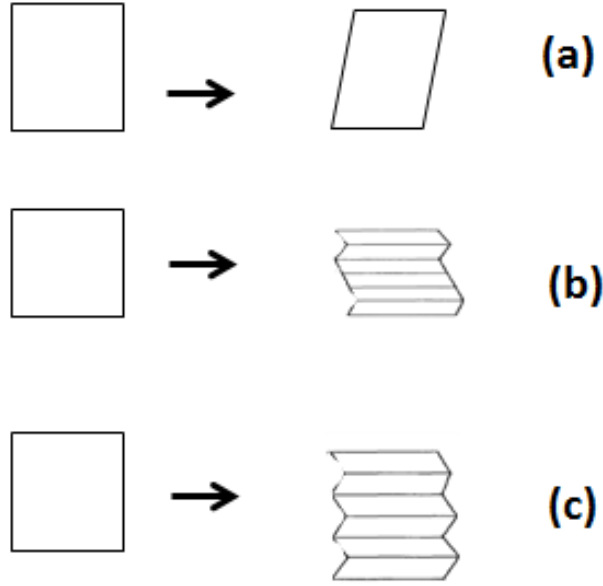
şeklinde yazılır. Buradaki kare matrisler Bain Uyum Matrisleri olarak adlandırılırlar [5].

Uzun yıllar bu modelin austenite-martensite dönüşümlerinin kristalografisinin açıklanmasında yeterli olduğu düşünülmüştür. Daha sonra dönüşümün bu kadar basit olmadığı görüldü [28]. Dönüşüm esnasında austenite ve martensite kristal yapıların bazı düzlem ve doğrultuları arasında belirli açılar gözlenir ve bu ilişkiden iki yapı arasında kristalografik dönem bağıntısı (orientation relationship) ortaya çıkar. Bu bağıntı, alaşımın kompozisyonu ve dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak değişebildiği gibi her iki yapının birim hücre eksenleri arasındaki açısal ilişki ile de belirlenebilir. Bir martensite dönüşümde bozulmamış olarak kalan ana faz ile ürün fazı ayıran düzleme habit düzlemi denir (Şekil 2.5).



Şekil 2.5. Austenite kristalinde ortaya çıkan martensite yerleşim düzlemi

Dönüşümde atomların beraber hareketleri sonucunda oluşan şekil bozulması, plastik bir deformasyonun varlığını kanıtlar. Plastik bozulmada çizgisel yapı kusuru olan dislokasyonların oluşumu ve hareketlerinin büyük rolü vardır. Bu şekilde, tam (perfect) dislokasyonların hareketi sonucu kayma türü, parçal (partial) dislokasyonların hareketi ile de yığılım kusuru (stacking fault) veya içsel ikizlenme (interwal twin) türü, yapısal bozukluklar ortaya çıkar [5,20].



Şekil 2.6. Martensitik dönüşümlerde deformasyon türleri **a)** Örgüyü değiştirmeyen kesmeye sahip olmayan örgü deformasyonu **b)** Kayma türü örgü deformasyonu (dislokasyonlar ve yığılma hataları) **c)** İkizlenme kesme deformasyonu [28].

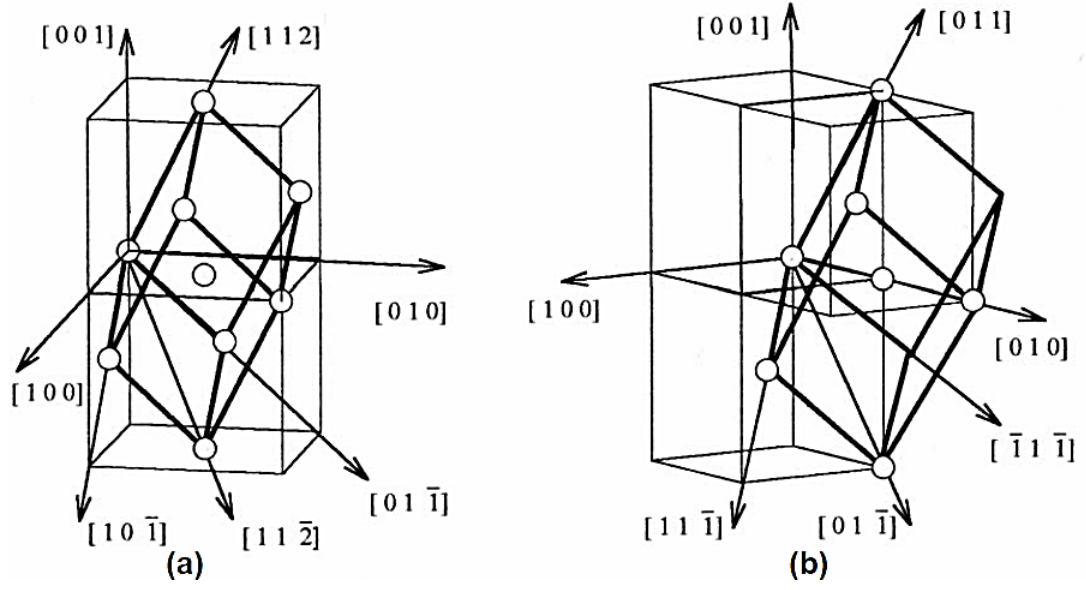
Martensitik dönüşümlerin, fcc yapıdan bcc yapıya dönüşüm şeklinde gerçekleşmesi durumuna, plastik deformasyon oldukça büyük olup, çok miktarda kayma türü yapısal kusur olarak ortaya çıkar. Aynı şekilde kayma deformasyonu yerine ikizlenme deformasyonu da gözlenir. Özellikle, dönüşüm sıcaklığı düşük alaşımlarda, ikizlenme türü hacimsel yapı bozuklukları daha sık ortaya çıkmaktadır. Bu tür kusurların yanı sıra

dislakosyonlar ve bunların hareketi sonucu ortaya çıkan, düzlemsel özellikli yığılım kusurları da söz konusudur.

Martensite ürün fazı atomların toplu hareketi sonucu ortaya çıktığından doğal olarak beraberinde bir kristal bozulmasını taşır ve dislakasyon yığılım kusuru, ikizlenme gibi örgü kusurları dönüşümde önemli rol oynarlar.

2.2.3 F.c.c – B.c.c Faz Dönüşümü

Bir kristalografik yapıdan diğerine dönüşüm şeklinde gerçekleşen martensitik faz dönüşümleri, genelde yüzey merkezli kübik (f.c.c) yapıdan hacim merkezli (b.c.c veya b.c.t) yapıya, fcc yapıdan sıkı paketlenmiş hekzagonal yapıya (h.c.p) veya bcc yapıdan hcp yapıya dönüşüm şeklinde gerçekleşir.



Şekil 2.7. a) f.c.c kristal yapı, b) b.c.c kristal yapı

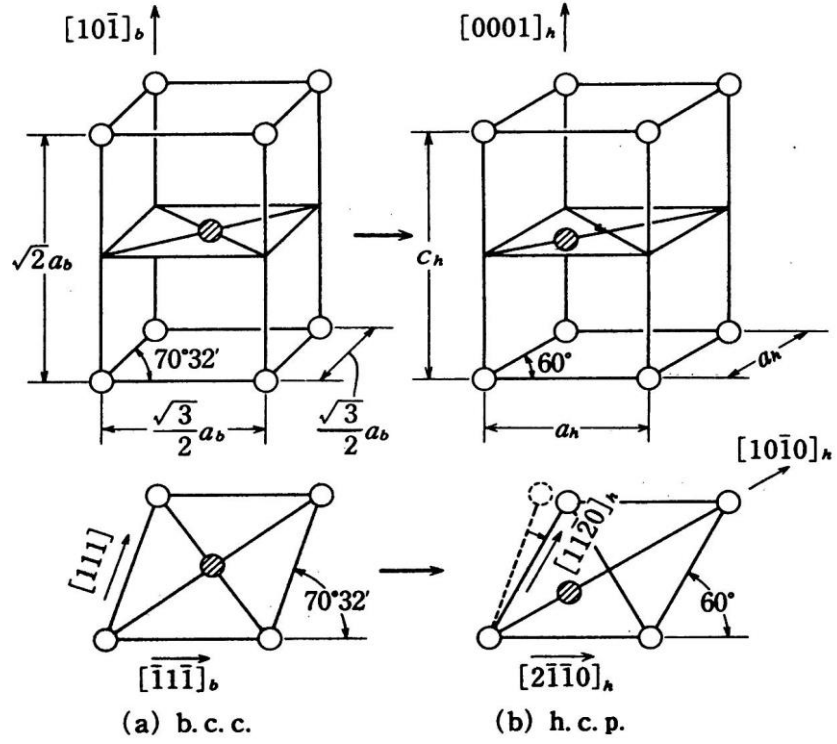
2.2.4 B.c.c – H.c.p Faz Dönüşümü

Genellikle bu tür martensitik dönüşüm Li, Ti, Zr, Hf metal ve alaşımlarında görülür, ilk kez Zr metalinde gözlenmiştir. Bu dönüşümü açıklamak için Burgers tarafından verilen model geçerlidir. Burgers tarafından önerilen kristalografik modele göre b.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşüm iki adımdan oluşmaktadır (Şekil 2.8). Birinci adımda b.c.c. yapının $[\bar{1}11]$ doğrultusu boyunca bir kesme ve ikinci adımda da b.c.c. yapının (110) düzleminde kayma ile h.c.p. yapıya dönüşüm gerçekleşir.

Burgers tarafından önerilen dönme bağıntısı

$$(110)_{b.c.c.} // (0001)_{h.c.p.}, [\bar{1}01]_{b.c.c.} // [11\bar{2}0]_{h.c.p.}$$

olarak verilir.

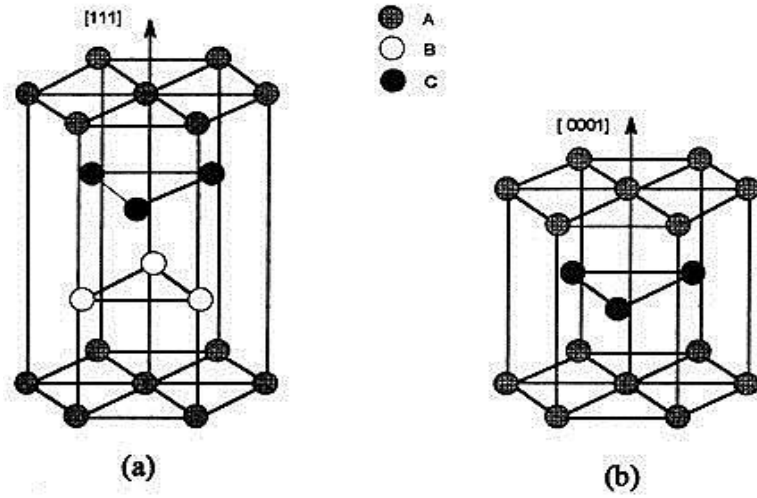


Şekil 2.8. Burgers tarafından önerilmiş olan b.c.c.→h.c.p. dönüşümünde

kesme mekanizması

2.2.5 F.c.c. – H.c.p. Faz Dönüşümü

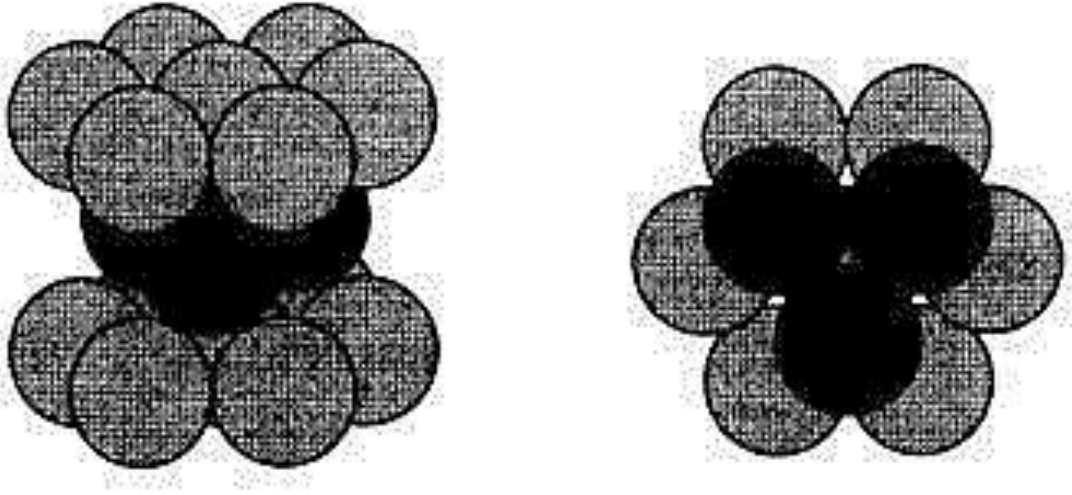
Fcc→hcp türü martensite (ϵ martensite) faz dönüşümü; ana faz austenite yapı içindeki sıkı paket düzlemlerinin yerleşimi ile yakından ilişkilidir. Dönüşümü daha kolay açıklayabilmek için fcc ve hcp yapılar arasındaki ilişki incelenir. Fcc ve hcp yapılar sıkı paketlenmiş düzlemlerden meydana gelir ve bu iki yapının sıkı paketlenmiş düzlem ve doğrultulan bir birine paralel olarak yerleşir [29].



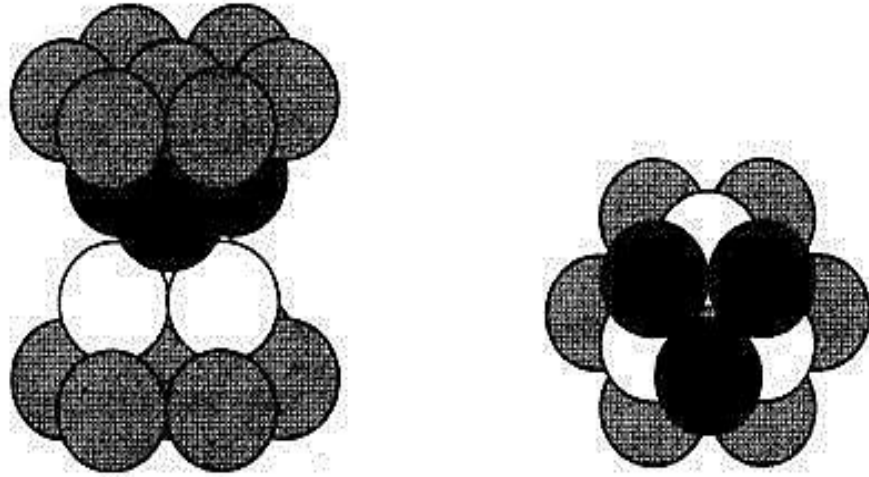
Şekil 2.9. a) f.c.c. yapının $\langle 111 \rangle_{f.c.c.}$ doğrultusunun, **b)** h.c.p. yapının $\langle 0001 \rangle_{h.c.p.}$ doğrultusuna paralel olacak şekilde gösterimi

Şekil 2.9' da görüldüğü gibi f.c.c. yapının sıkı paket düzlemleri olan {111} düzlemlerindeki atomları sırası ile A, B, C, D,... olarak tanımlarsak D tabakasındaki atomlar A tabakasındaki atomlar ile özdeştir. Böylece fcc yapıda kristalleşen bir kristal için yapının {111} düzlemlerinin tabaka sıralanışının ABCABC... şeklinde olduğu görülür. Fcc hücrenin <111> doğrultusu, hcp hücrenin <0001> doğrultusuna paralel olacak şekilde, fcc ve hcp yapılarının gösterimi Şekil 2.9' da verilmiştir. Hekzagonal sıkı paketlenmiş bir metalde ikinci tabaka üzerindeki atomlar, birinci tabakadaki boşlukların üzerinde ve üçüncü tabakadaki atomlar ise birinci tabakadaki atomların üzerindedir.

Hekzagonal bir yapıda ardışık tabakaların yığılım sırası ACACAC... şeklinde gösterilir, fcc ve hcp yapıların her ikisi de sıkı paketlenmiş yapı olup aralarındaki tek fark tabakaların yığılım sırasındır. Şekil 2.10 ve Şekil 2.11' de hcp ve sıkı paketlenmiş fcc yapılarda atomların yığılım sırası şematik olarak kürelerle gösterilmiştir.



Şekil 2.10. h.c.p. kristal yapının kürelerle şematik gösterimi



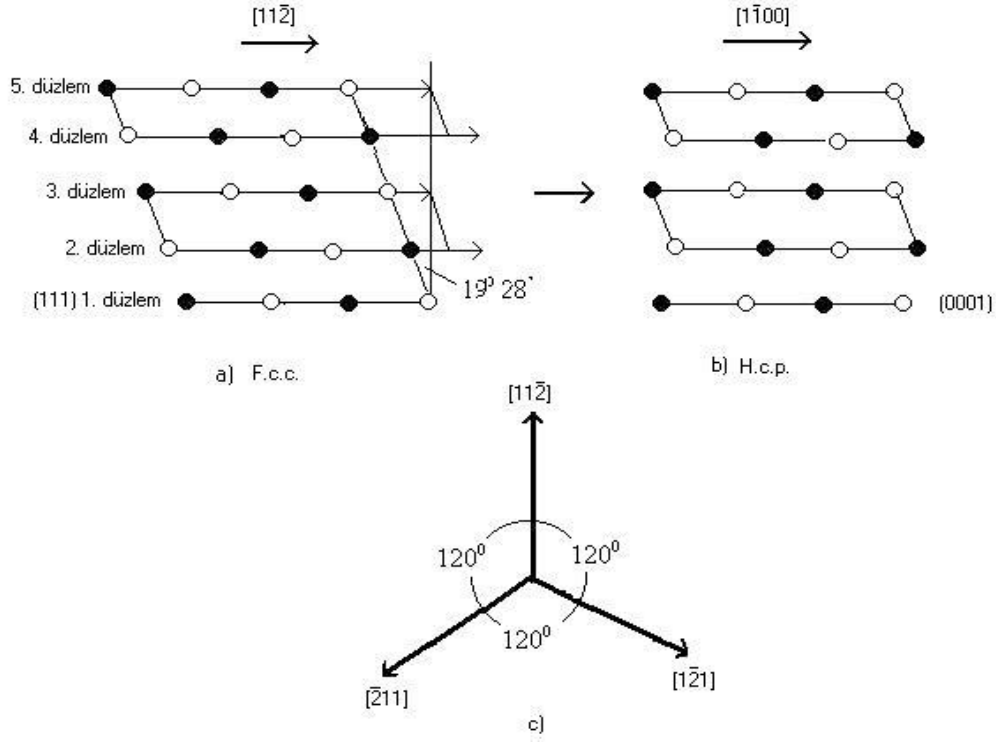
Şekil 2.11. Sıkı paketlenmiş f.c.c. kristal yapının kürelerle şematik gösterimi

İlk olarak ϵ türü martensite, Kobalt metalinin yüksek sıcaklıklarda fcc yapıdan yavaş soğutma ile hcp yapıya dönüşümü sırasında gözlenmiştir [5], ϵ türü martensite ile austenite yapı olan fcc arasındaki yönelim ilişkisi

$(111)_{f.c.c.} // (0001)_{h.c.p.}$, $[11\bar{2}]_{f.c.c.} // [1\bar{1}00]_{h.c.p.}$ veya $(111)_{f.c.c.} // (0001)_{h.c.p.}$, $[11\bar{2}]_{f.c.c.} // [1\bar{1}00]_{h.c.p.}$ veya $[1\bar{1}0]_{f.c.c.} // [11\bar{2}0]_{h.c.p.}$ olarak

verilir ve bu yönelim ilişkisi Shoji-Nishiyama (S-N) ilişkisi olarak isimlendirilir.

Şekil 2.12' den de görülebileceği gibi birbirini izleyen fcc yapıdan hcp martensite yapıya dönüşüm sırasında (111) fcc düzlemi ile bitişik olan iki düzlem $[11\bar{2}]_{f.c.c.}$ doğrultusunda $a / \sqrt{6}$ (a örgü parametresi) kadar yer değiştirmiştir. Fcc örgüsündeki bu kesme miktarı 19.5° dir [11,30,31].



Şekil 2.12. a-b) f.c.c.→h.c.p. dönüşüm mekanizması, **c)** f.c.c.→h.c.p.

dönüşümünde üç çeşit kesme doğrultusu $[5,11]$

2.2.6 Martensite Dönüşümün Tersinir Olma Özelliği

Martensitik dönüşümler belli fiziksel şartlar altında tersinir olma özelliği gösterirler. Isısal yolla gerçekleşen 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 dirençle tekrar ani bir değişim gözlenir ve ısıtma işlemi sürdürülürse martensite yapıdan austenite yapıya tersinir dönüşüm gerçekleşmiş olur.

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 [5].

Bazı alaşımlarda ise, uygulanan dış zor etkisiyle oluşan martensitelerin de tersinir özellik gösterdikleri gözlenmiş ve bu tür martensiteler elastik martensiteler olarak tanımlanmıştır [32]. Bu tür martensitik dönüşümlerde, sabit sıcaklıkta uygulanan zor etkisiyle oluşan martensiteler, kristal austenite başlama sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklara ısıtıldığında, ters doğrultuda zorlanma etkisiyle yeniden austenite yağıya dönüşebilir. Tersinir dönüşüm ısıtma esnasında tamamlanır ve tersinir austenite dönüşümden sonra yüksek yoğunlukta dislokasyon içerir [33]. Dislokasyonlar ve kayma bantları tersinir austenit'in oluşmasına yardımcı olur [32].

2.2.7 Fe-Mn Bazlı Alaşımlarda Martensitik Dönüşümler

Metal alaşımlarında kütlege en fazla kullanılan metale alaşımın bazı, yapısında kütlege en fazla demir kullanılan alaşımlara ise demir bazlı alaşım denir.

Özellikle demir bazlı alaşımlarda oluşan martensit kristalleri dönüşüm koşullarına bağlı olarak çok geniş bir yapısal çeşitlilik gösterirler. Gerek yapısal ve gerekse kristalografik açıdan, demirli alaşımlarda oluşum mekanizmasını genel modellerle eksiksiz açıklamak henüz başılamamış bir konudur. Kristalografik teoriler, faz dönüşümü sırasında ortaya çıkan şekil bozulmasını açıklarken, önce homojen bir örgü zorlanması, sonrada kristal örgüyü bozmadan oluşan heterojen özellikli bir zorlanmanın varlığını öngörürler. Bu çeşit bir homojen zorlanma, ana fazın kristal birim hücrelerini ürün fazın birim hücrelerine dönüştürür. Doğal olarak bu tür bir dönüşüm, kristal yapıda bozulmamış bir ara yüzün varlığını sağlayamaz. Gözlemler böyle bir ara yüzün var olduğunu gösterdiği için, ikinci bir zorlanma ile bunun gerçekleşmiş olması gerekir. İşte bu ikinci zorlanma, ikizlenme (twinning) veya kayma (slip) gibi birim hücreyi bozmadan hacimsel yapı bozukluğu oluşturabilen bir oluşumdur. Mikroskopik gözlemler bu tür oluşumların varlığını baştan beri kanıtlamıştır. Bilindiği gibi, austenite-martensite faz dönüşümünün oluşumunu gerçekleştiren etken, iki faz arasındaki serbest enerji farkıdır, bu fark bir sürücü kuvvet ortaya çıkartır ve dönüşüm oluşur.

Sıcaklık değişimleri gibi, ana faza uygulanan dış mekanik zorlar da bu etkiyi sağlayabilir. Hem sıcaklık, hem de dış zor yapıyı aynı anda etkilerse yine aynı geçiş olabilir. Kısaca, yapısal olarak, tek bir alaşımda bile aynı tür dönüşümlerin ne kadar farklılıklar ortaya koyabileceği görülmektedir [69].

2.2.8 Yapı Kusurlarının Martensitik Dönüşümlere Etkisi

Gerçek kristaller atomik yapılarında kusur içerirler ve bu kusurlar kristalin belirli bölgelerindeki eksik veya düzensiz olarak yerleşen atomların oluşturduğu yapılardır. Bu yapılar; nokta, çizgi, yüzey ve hacim kusurları olarak isimlendirilir.

Yapı kusurları kristalin fiziksel ve mekanik davranışında önemli rol oynar [31]. Kristaldeki kusur boydan boya bir çizgi boyunca uzanıyorsa buna çizgisel kusur denir. Bu kusurun genel olarak kullanılan ismi dislokasyondur. Atomların en kolay hareket ettiği doğrultular atomların en sık dizildiği doğrultulardır.

2.2.9 Martensite Çekirdeklenmesinde Dislokasyonun Rolü

Kristal yapı kusuru olarak karşımıza en çok çizgisel yapı kusuru yani dislokasyonlar çıkar. Dislokasyon, kristal yapı içerisinde konumlarını değiştirmiş atomların oluşturduğu bir çizgidir. Katıda atomlar denge konumundan ayrıldıklarında yani dislokasyon meydana geldiğinde çizgi çevresinde gerilmeler meydana gelir. Böylece bir şekil değiştirme enerjisi depo edilir [29].

Yapılan birçok çalışmadan yola çıkarak dislokasyonların martensitik oluşumun çekirdeklenme aşamasında büyük önem taşıdığı söylenebilir [6,7,23]. Dislokasyonların bulunduğu bölgeler, çekirdeklenmeler için daha az bir aktivasyon enerjisi gerektirdiğinden, çekirdeklenme olasılığı bu bölgeler için en büyük değerindedir.

Ayrıca dönüşüm sırasında çekirdeklerin, dislokasyonların zorlana enerjilerini küçültme nedeni ile, çekirdeği ortaya çıkaracak olan atomlar dislokasyonlar tarafından çekilerek, çekirdek oluşumunu kolaylaştırır. Böylece çekirdekler daha çok dislokasyon çizgileri boyunca ortaya çıkar.

Martensitik dönüşüm üzerinde dislokasyonların etkisi sadece çekirdeklenme ile sınırlanamaz. Martensite kristallerin büyüme aşamasında çekirdek üç boyutta genişleyerek ürün martensite kristali oluştururken dislokasyonlar bu

oluşuma, doğrultusuna göre bazen kolaylaştırıcı bazen de engel olucu etki yaparlar. Yani zayıfta olsa dislokasyonların çekirdeğin büyümesini durdurma gibi bir ihtimal de vardır. Bu şekilde austenite-martensite faz dönüşümünü engelleyebildiği gibi martensite-austenite dönüşümünü de engelleyebilir [2,17].

2.2.10 Martensitik Dönüşüme Dış Zorun Etkisi

Martensite oluşumu sırasında austenit yapıya dışarıdan uygulanan mekanik zor da dönüşüm için etkilidir. Dışarıdan uygulanan küçük zorlar ana fazın (distortion) bozulmasına yol açacağı için martensite oluşumu ile mekanik zor arasında fiziksel bir ilişkinin varlığı düşünülebilir [2,62,63]. 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 değişecek ve daralacaktır. 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 [62,63,64].

Bir martensite dönüşüm için zorun uygulanma sıcaklığının, M_s sıcaklığının üstünde olması oldukça anlamlıdır. Bu sıcaklığın üzerinde bir sıcaklık aralığında austenit faza veya austenit-martensite her iki fazın karışımına uygulanan zor, dönüşüm için bir tetikleme görevi yapar. Bu şekilde oluşan bir dönüşüm, termal etkiyle önceden oluşmuş çekirdeklenme yerlerinde fakat zor etkisiyle gerçekleşir. Yani uygulanan zor ile yeni çekirdeklenme oluşmaz ancak zor öncesi varolan çekirdeklenme noktalarında oluşum gerçekleşir. Bu şekilde oluşan martensite, zor etkili martensite (stress-induced) olarak isimlendirilir. Şayet, dönüşüm plastik deformasyon ile yeni çekirdeklenmeler oluşarak meydana geliyorsa bu durumda oluşan martensite, zorlanma etkili martensite (strain-induced) olarak adlandırılır. Zor-etkili ve zorlanma- etkili martensiteler birbirleriyle kıyaslandığında her ikisi de zor etkisiyle oluşmasına karşılık çekirdeklenmelerinin farklı olduğu görülür.

M_s dönüşüm sıcaklığının üstünde bir sıcaklıkta austenite fazda bulunan bir alaşıma zor uygulanırsa dönüşüm için gerekli sürücü kuvvet sağlanmış olur. Dışarıdan uygulanan bu zor ile alaşım içinde bazı bölgelerde dönüşüm meydana gelir [15]. Zor etkili martensitenin kinetiği; M_s sıcaklığına, alaşımın kompozisyonuna, austenit miktarına, austenite-martensite sertliğine ve uygulanan zorun etkisine bağlıdır [15,65].

M_s sıcaklığının üzerinde bir zor uygulandığı zaman , sıcaklık çok yüksek olmasına rağmen martensite oluşur. Zor uygulanarak martensitenin oluşabileceği bu yüksek sıcaklık M_d olarak isimlendirilir [4].

Bugüne kadar birçok alaşımda zor etkisi incelenmiştir. Bunlardan en yaygın çeliklerdeki dönüşümdür. Fe-Cr-Ni alaşımda martensite miktarının zorlanmaya göre değişimi incelenerek zorlanma miktarı arttıkça martensite miktarının arttığı görülmüştür. Fe bazlı birçok alaşımda uygulanan plastik deformasyon altında zorlanma-etkili martensite gözlenmiştir [5,36]. Ayrıca zorlanma-etkili martensitenin, mekaniksel özellikleri etkilediği bilinmektedir [5]. Bununla birlikte uygulanan dış zor altında martensite oluşmuş alaşımlarda yüksek zor etkisi nedeniyle sık sık kırılma yüzeyi görülür. Bu yüzeyde austenite tamamen martensite dönüşmüştür [5].

2.3 Alaşımda Kullanılan Elementler

2.3.1 Demir (Fe)

Demir, atom numarası 26 olan kimyasal elementtir. Simgesi **Fe** dir. Demir, yerkabuğunda en çok bulunan metaldir. Yerkürenin merkezindeki sıvı çekirdeğin de tek bir demir kristali olduğu tahmin edilmekle birlikte, demir

nikel alaşımı olma ihtimali daha yüksektir. Dünyanın merkezindeki bu kadar yüksek miktardaki yoğun demir kütlesinin dünyanın manyetik alanına etki ettiği düşünülmektedir.

Demir elementi periyodik tablonun 8-B grubunda yer almaktadır. Erime noktası 1538 °C, kaynama noktası 2740-3000 °C ve yoğunluğu 7,86 g/cm³ tür. Atom apı 1,72 Å' dır. Demir metali, demir cevherlerinden elde edilir ve doğada nadiren elementel halde bulunur. Metalik demir elde etmek için, cevherdeki katışkuların kimyasal indirgenme yoluyla uzaklaştırılmaları gerekir. Demir, aslında büyük ölçüde karbonlu bir alaşım olarak kabul edilebilecek olan elik yapımında kullanılır.

Demir, karbonla birlikte 1420–1470 °K sıcaklığa kadar ısıtıldığında oluşan sıvı ergiyik %96,5 demir ve %3,5 karbon içeren bir alaşımdır ve dökme demir veya pik olarak adlandırılır. Bu rn ince detaylı şekiller halinde dklebilirse de, içerdiği karbonun çoğunu uzaklaştırmak amacıyla dekarbürize edilmediği sürece, işlenebilmek için fazlasıyla kırılıgandır [37,38].



Şekil 2.13. Elektrolizle arıtılmış (%99,97+) saflıkta demir parçaları ve karşılaştırma için yüksek saflıkta (99,9999 % = 6N) 1 cm³ hacminde demirden bir küp

2.3.2 Mangan (Mn)

Mangan veya Manganez olarak bilinen atom numarası 25 olan kimyasal elementtir. Simgesi **Mn** dir. 1774 yılında keşfedilmiştir. Periyodik tablonun 7-B grubunda yer alır. Grimsi metal renklidir. Erime noktası 1245 °C, kaynama noktası 2150 °C ve yoğunluğu 7,43 g/cm³ tür. Atom çapı 1,79 Å' dır.

Çeliğin dayanımını geliştiren bir alaşım elementidir. Bu özelliği içinde bulunan karbon miktarına bağlıdır. Yüksek karbonlu çelikelerde manganın etkisi sertlik ve dayanımı artırmaktadır [37,38].



Şekil 2.14. Elektrolizle arıtılmış (%99,99) saflıkta mangan parçaları ve karşılaştırma için yüksek saflıkta (%99,99 = 4N) 1 cm³ hacminde mangan bir küp

2.3.3 Kobalt (Co)

Kobalt 1735 yılında Georg Brandt tarafından keşfedilmiş metal elementtir. Simgesi **Co** olan elementin atom numarası 27, atom ağırlığı ise 58.9332 g/mol'dür. Periyodik tabloda 8-B grubunda bulunan elementin erime noktası 1495 °C, kaynama noktası 2927 °C ve yoğunluğu 8,9 g/cm³ tür. Atom çapı 1,67 Å' dır.

Kobalt sert, gümüş renginde, davranış ve özellik bakımından nikel ile demire çok benzeyen bir metaldir. Kobalt iki ya da fazla bileşenli toz metallerin

yapıştırılmasında ve kesici takımlarda kullanılır. Co(OH)_3 ısıtılarak Co_2O_3 oksidine dönüştürülür. Daha sonra bu oksit karbon ile indirgenerek saf kobalt elde edilir.

Demir, nikel ve diğer metallerle birleştirilerek, "**Alnico**" adı verilen ve alışılmışın dışında manyetiklenme gücüne sahip olan alaşımın eldesinde kullanılır. Kobalt, demire katıldığı zaman yüksek sıcaklıklarda yumuşamasını önler, bu sebepten hava çeliklerinin en mühim alaşım elemanıdır. Nikel gibi ferromagnetiktir. Fakat bu özellik, allotropik hal değişmesi sebebiyle 850°C 'de kaybolur. Oksitlenme kabiliyeti demirden azdır. Kuru ve normal atmosfer şartlarında korozyona uğramaz [37,38].

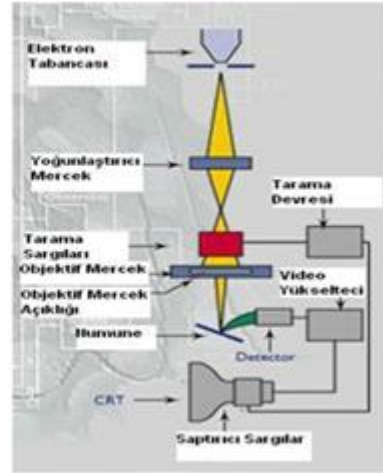


Şekil 2.15. Kobalt

2.4 Deneysel Yöntem

2.4.1 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)

Elektron-optik çerçevesinde tasarlanmış elektron mikroskobu (Scanning electron microscope-SEM) daha küçük ayrıntıların görülebilmesine olanak sağlamaktadır. SEM için hazırlanan numunelerde aranan başlıca özellik vakumda bozulmamaları ve iletken olmalarıdır.



Şekil 2.16. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Mekanizması

Tarama elektron mikroskobunun optik kolonunda; elektron demetinin kaynağı olan elektron tabancası, elektronları numuneye hızlandırmak için yüksek gerilimin uygulandığı anot plakası, demeti toplamak ve yönlendirmek de kullanılan kondenser ve objektif merceklerin demet çapını sınırlamak da kullanılan apertürler, numune yüzeyini taraması için demeti uygun şekilde saptıran tarama bobinleri vardır. Mikroskobun elektronik donanımı ise flaman akımını, mercek akımını ve uyarma gerilimini kararlı tutarken, algılayıcılardan gelen sinyalleri işleyerek numunenin değişik özelliklerini yansıtan görüntüler oluşturur.

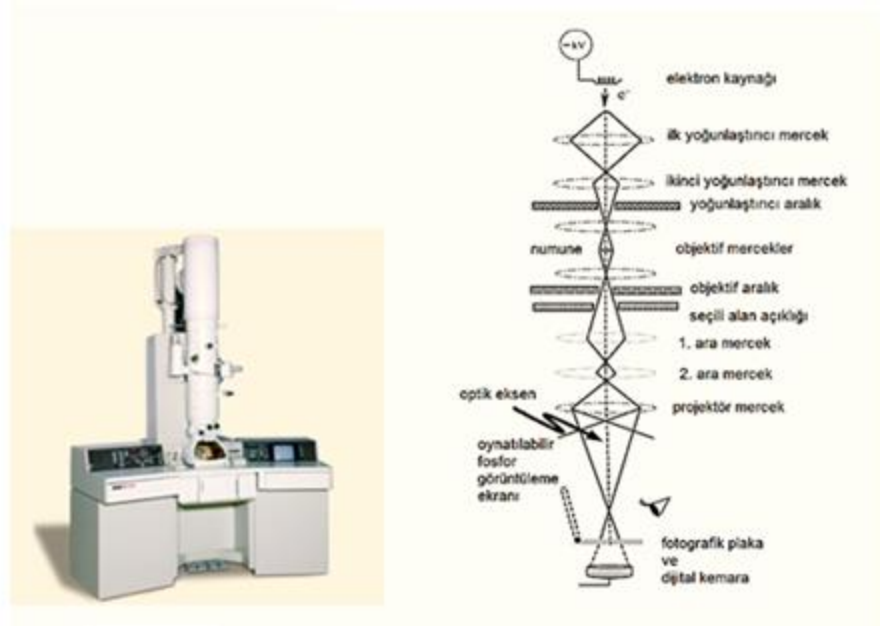
SEM Katot Işınları Tüpü mantığıyla çalışır. Numuneler havası boşaltılmış bir tüpe yerleştirilir. Elektron demeti uygun potansiyel altında hızlandırılıp, numune üzerine düşürülür. Elektron demeti numune etkileşiminden ortaya çıkan sinyallerin uygun algılayıcılar tarafından algılandıktan sonra çeviriciler tarafından görüntüye düşürülmesi yolu ile yüzey incelemesi yapılacak numunenin yüzey görüntüsü elde edilir [39,40].

2.4.2 Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM)

Yüksek voltaj altında hızlandırılmış elektronlar bir numune üzerine gönderilirse, elektronlar ile numune atomları arasında çeşitli etkileşimler olur

ve numuneden değişik enerjide elektronlar ve x-ışınları çıkar. Bu etkileşimlerden yararlanılarak numunenin incelenmesi taramalı elektron mikroskobunun prensibini oluşturur.

Geçirmeli elektron mikroskobu üst üste dizilmiş manyetik merceklerden oluşur.



Şekil 2.17. Jeol3010 Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ve Yapısı

Mercek sistemlerinin için 10^{-5} torr veya daha yüksek vakumda tutulur. Elektronlar, kolonun üst kısmında yer alan seramik bir izolatöre yerleştirilmiş LaB_6 flamanının ısıtılmasıyla elde edilir.

Flaman, Wehnelt silindir diye anılan ve altında ufak bir delik bulunan metal kap ile kaplanmıştır. Flamana maksimum 300 kV gibi yüksek bir voltaj uygulanır. Elektronlar, Wehnelt kabın altında bulunan ve toprak potansiyelinde olan anod tarafından hızlandırılır. Bu şekilde elektron demeti iki kondansatör mercek sistemi ile numune üzerine odaklanır.

İkinci mercek altında yer alan ve 10,50,70,120 μm arasında değişebilir. Numune, objektif mercek içine, özel bir numune tutucu ile yerleştirilir. Numune içinden geçen elektronlar objektif mercek tarafından, merceğin arka odak düzleminde odaklanır ve bu düzlemlerde kırınım desenleri oluşur. Arka odak düzlemin hemen altında ilk görüntünün ters olarak oluştuğu bir düzlem daha vardır. Kolon içinde bundan sonra yer alan ara ve projeksiyon mercekleri, oluşan ilk görüntüyü büyütür ve izleme ekranına aktarır. Ekrandaki görüntü ile numune aynı yöndedir. Eğer kırınım merceği ilk görüntü düzlemi yerine objektif mercek arka odak düzlemine odaklanırsa, kırınım desenleri görüntü ekranına aktarılmış olur.

Ekranaya aktarılan görüntü kontrastı, objektif merceğin arka odak düzlemine yerleştirilen ve 5, 20, 60, 120 μm gibi farklı delik içeren objektif aparat sistemi daha bulunur.

Bölge seçim aparatı olarak anılan bu sistem 10, 20, 50, 100 μm gibi farklı delik içeren aparatlardan oluşur ve numunenin istenilen bölgesinden kırınım deseni elde etmek için kullanılır.

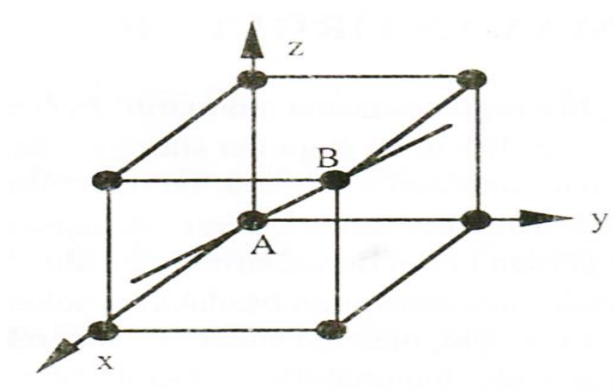
TEM bir yüzey projektörü gibi çalışır. Yani yüzeyin üzerine yüksek enerjili elektron demeti gönderildiğinde;

- Elektron enerjisinin bir kısmı geri yansır (x-ışını)
- Enerjinin bir kısmı saçılır. Bunun incelenmesi Taramalı Elektron Mikroskopisini oluşturur. (SEM)
- Elektronlardan bir kısmı yüzeyin diğer kısmına geçer. Yüzeyin diğer kısmına geçen elektronun enerji olarak incelenmesi Geçirmeli Elektron Mikroskopisini oluşturur.(TEM)
- Yüzeyin diğer kısmına geçen elektronlar geçerken yüzeyin küçük bir kısmı veya o kısımdaki taneciklerle etkileşir. Bundan dolayı geçen elektronun incelenmesi yüzeye ilgili lokal bilgi verir.

2.4.3 Elektron Kırınım Desenlerinin İndislenmesi

2.4.3.1 Kristal Doğrultuları

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



Şekil 2.18. Örgü doğrultusu [41]

Şekil 2.18. deki A ve B örgü noktalarından geçen doğruyu 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 doğruyu 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 [41].

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

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 $uh + vk + wl = 0$ 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.

Eşitlikten yararlanarak herhangi bir doğrultu vektörüne yani herhangi bir zona ait düzlemler belirlenebilir.

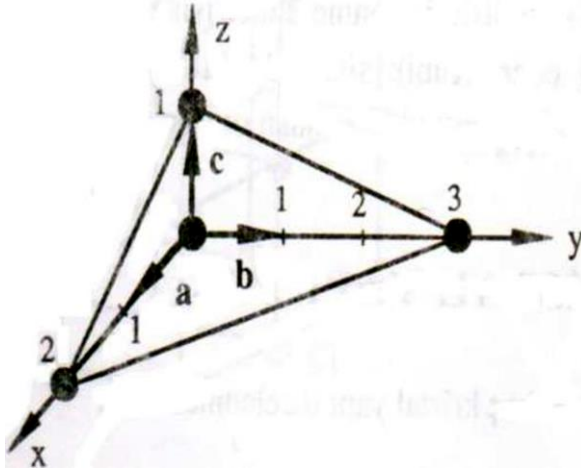
Örneğin, [001] zonuna ait düzlemlerin $0h + 0k + 1l = 0$ denklemini sağlamaları gereklidir. Dikkat edilirse, bu denklemini sağlayan düzlemler için $l=0$ olduğu görülür. Sonuç olarak, $h \neq 0$ ve $k \neq 0$ olan bütün $(h \ k \ 0)$ düzlemleri, [001] zonuna ait olan düzlemleri belirtir.

2.4.3.2 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 2.20' de gösterilen herhangi bir P düzleminin Miller indislerini tayin etmek için aşağıda sıralanan işlemler sırasıyla takip edilir:

- 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.
- x / a , y / b , z / c oranları oluşturulur.

- Bu oranların tersleri alınarak, yeni a / x , b / y , c / z oranları elde edilir.
- Yeni oranların ortak bir çarpanla çarpılması sonucu en küçük tam sayılar elde edilir. Bu tam sayılar, P düzleminin Miller indisleridir ve P düzlemi şeklinde gösterilir [41].



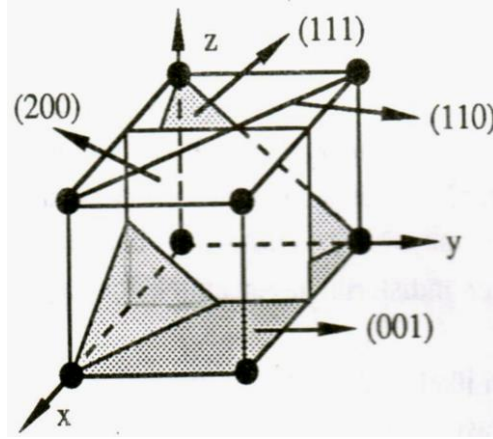
Şekil 2.19. Miller indisleri tayin edilecek P düzlemi [41]

Şekil 2.19' daki P düzleminin Miller indisleri yukarıdaki sıraya göre tayin edilmek istenirse;

- Düzlemin kristal eksenlerini kestiği noktada, $x = 2a$, $y = 3b$ ve $z = c$ dir.
- $(x / a, y / b, z / c) = (2, 3, 1)$

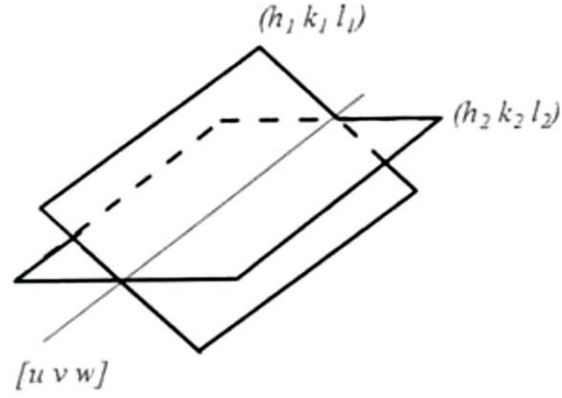
- $(1/2, 1/3, 1/1)$
- $6(1/2, 1/3, 1) = (3, 2, 6)$ veya $(h k l) = (3, 2, 6)$ bulunur.

$(h k l)$ Miller indisleri, bir tek düzlemi temsil ettiği gibi, paralel düzlemlerin bütün takımını da temsil eder. Şekil 2.20' de kübik yapıdaki bazı önemli düzlemler ve onların Miller indisleri gösterilmiştir [41].



Şekil 2.20. Basit kübik yapıdaki bazı önemli düzlemler ve onların Miller indisleri [41]

2.4.3.3 İki Düzlemin Zon Eksenini



Şekil 2.21. İki düzlemin ara kesit doğrusu ve bunların zon eksenini

Herhangi iki düzlem için:

$$h_1 u + k_1 v + l_1 w = 0$$

$$h_2 u + k_2 v + l_2 w = 0$$

olmalıdır. Yukarıda 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.

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

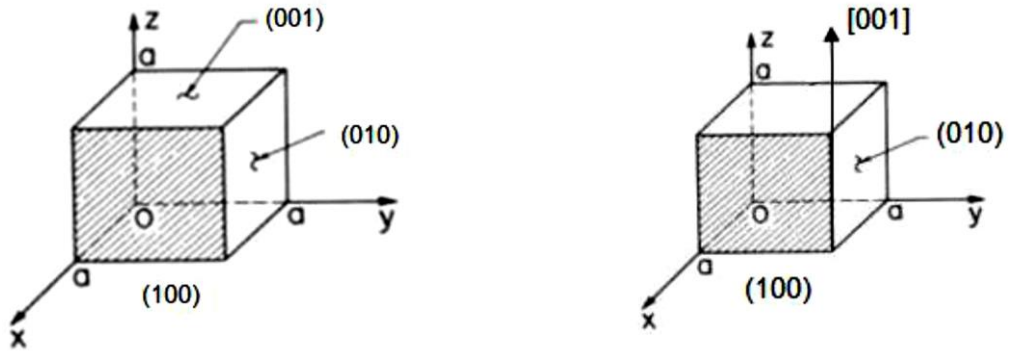
Yazıldığında u, v ve w için,

$$u = \begin{vmatrix} k_1 & l_1 \\ k_2 & l_2 \end{vmatrix} = k_1 l_2 - l_1 k_2$$

$$v = \begin{vmatrix} l_1 & h_1 \\ l_2 & h_2 \end{vmatrix} = l_1 h_2 - h_1 l_2$$

$$w = \begin{vmatrix} h_1 & k_1 \\ h_2 & k_2 \end{vmatrix} = h_1 k_2 - k_1 h_2$$

olur ve böylece birbirine paralel olmayan $(h_1 k_1 l_1)$ ve $(h_2 k_2 l_2)$ düzlemlerin zonu $[uvw] = [k_1 l_2 - l_1 k_2, l_1 h_2 - h_1 l_2, h_1 k_2 - k_1 h_2]$ ifadesiyle bulunur. Şekil 2.22' de kübik yapı için temel düzlemler ve bu temel düzlemlerden (100) ve (010) düzlemlerinin oluşturduğu [001] zon eksenini gösterilmiştir.



Şekil 2.22. Kübik yapı için; **a)** temel düzlemler ve **b)** (100) ve (010) düzlemlerinin zon eksenini

2.4.3.4 Yansıma Şartları

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;

$F_{hkl} = \sum_{j=1}^S f_j e^{-i2\pi (hx_j + ky_j + lz_j)}$ ifadesi ile verilir [41]. 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 **G** yansımada, 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;

- 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.
- 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 $(h k l)$ düzlemlerinden yansıma olmamaktadır. n , çift tam sayı olduğunda ise, $F_{hkl} = 2 f_1$ 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.
- 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 nın her ikisi birden çift ya da tek ise $h + k$ daima çift olacaktır. Bu durumda,

$F_{hkl} = 2 f_1$ 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.

- 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 $F_{hkl} = 4 f_1$ 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 [41].

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,

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

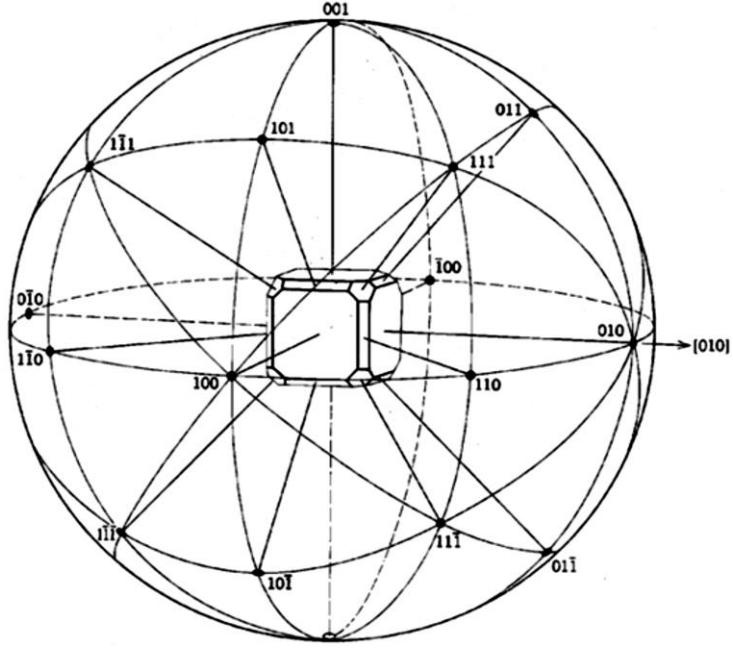
Hegzagonal yapı ($a = b \neq c$) için,

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

ifadeleri ile verilir.

2.4.3.5 Stereografik İzdüşüm

Kristal geometrisi üzerindeki esas çalışmaları, uzay içerisinde örgü düzlemleri ve örgü doğrultuları arasındaki bağıntılar oluşturur. Aynı zamanda 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.

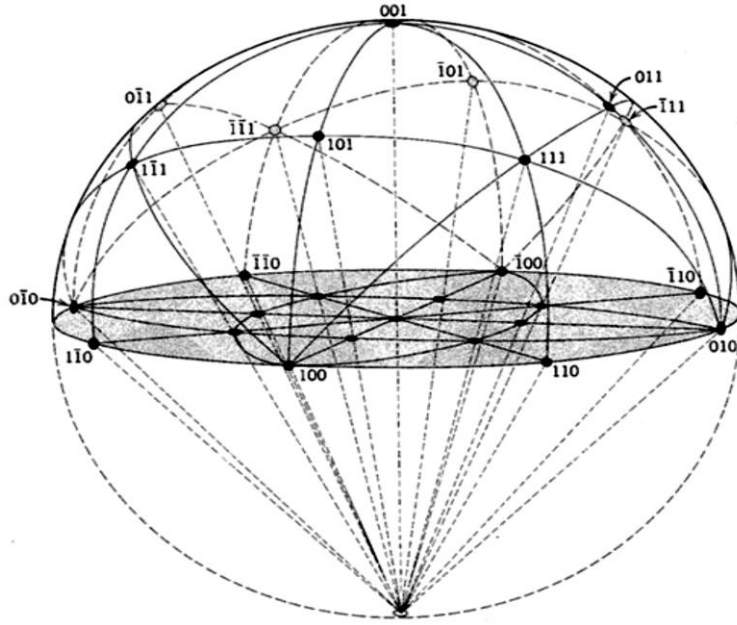


Şekil 2.23 Bir kristalin küresel izdüşümü [42]

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 2.23' de bir kristalin küresel izdüşümü gösterilmiştir.

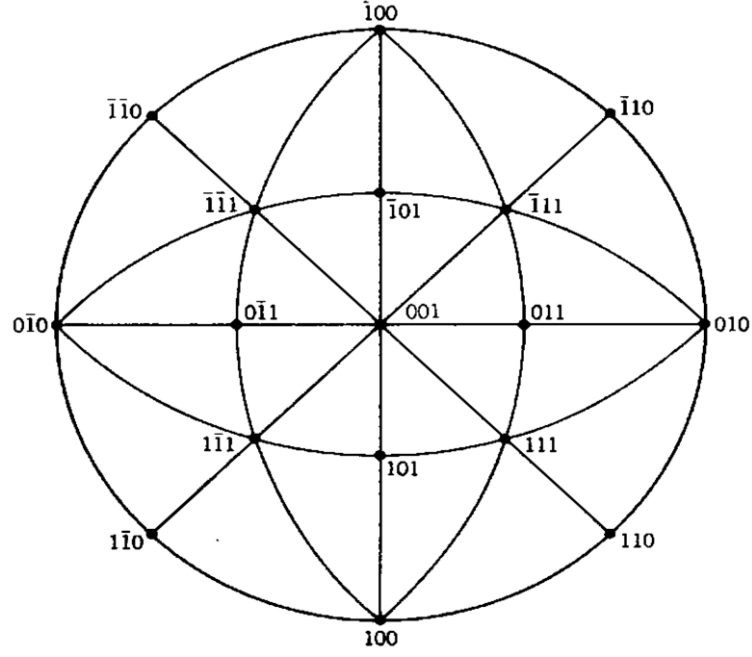
Küre yüzeyindeki bütün kesim noktalarının bulunmasından sonra, Şekil 2.24' de görüldüğü gibi, kristal küreden çıkarılır ve küre ekvatorundan bir düzlem geçirilir. Bu düzlem izdüşüm düzlemi olup, küreyi kuzey ve güney yarım kürelere böler. Kuzey yarım küredeki bütün kesim noktaları birer doğru

yardımla güney kutbu ile birleştirilerek, Şekil 2.24' de gösterildiği gibi bu doğruların izdüşüm düzlemini kestiği noktalar işaretlenir.



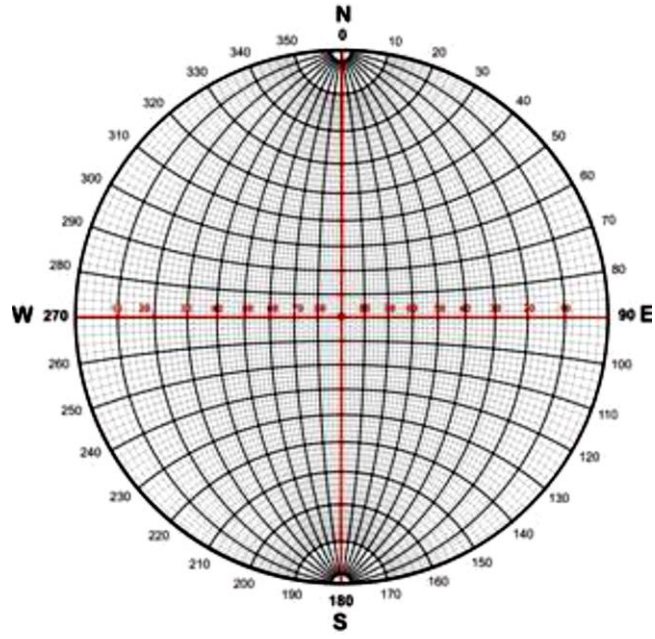
Şekil 2.24. Bir kristalin izdüşüm düzlemleri [42]

Böylece, elde edilen bu noktalar artık kendisine ait oldukları düzlemin stereografik izdüşümleri olarak gösterilmiş olurlar (Şekil 2.25).



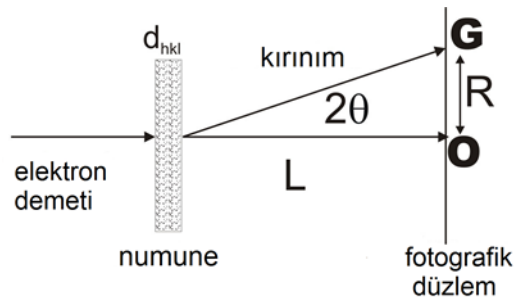
Şekil 2.25. Bir kristalin stereografik izdüşümü [42]

Stereografik izdüşüm, izdüşüm düzlemlerine dik eksenlerin simetri özelliklerini korur. İki düzlem arasındaki açı, bu düzlemlerin normalleri arasındaki açığa 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 2.26' de görülen ikişer derecelik açı aralıklarına sahip Wulff ağı yardımıyla okunabilir ve bunun yardımıyla bilinen yüzeyler stereografik izdüşüm üzerinde işaretlenebilir.



Şekil 2.26 Wulff ağı [42]

2.4.3.6 Elektron Kırınımının Geometrisi ve İndisleme



Şekil 2.27. Tek kristal üzerinde elektron kırınımının geometrik konfigürasyonu

L → Kamera uzaklığı

$$2d \sin \theta = n \lambda$$

Küçük açılarda:

$$2d \theta = \lambda$$

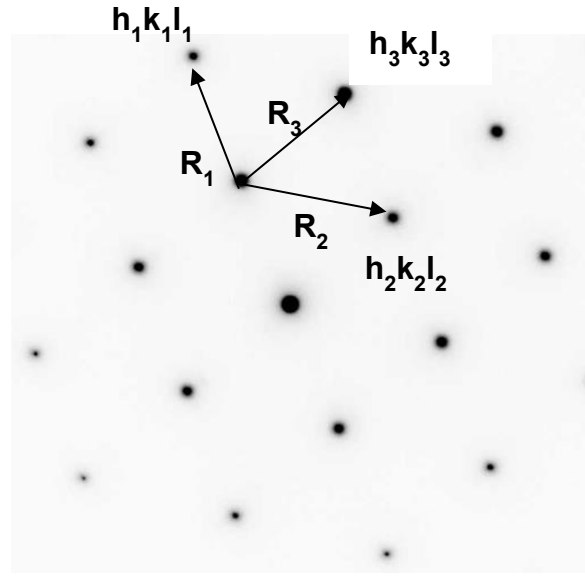
Şekilden küçük açı yaklaşımı yapılırsa:

$$\frac{R}{L} = 2 \theta,$$

$$\lambda L = R d$$

ifadesi elde edilir.

TEM' de kırınım görüntüleri; nokta, halka ve Kikuchi desenleri olmak üzere üç şekilde elde edilirler. Nokta kırınım görüntüsü indislemeye izlenecek yol:



Şekil 2.28. TEM' den alınan noktasal desenli elektron kırınım görüntüsü

İndisleme:

- a , c , b verileri verilir.
- Daha önce anlatılmış olan yansıma şartlarına göre yansıma veren f.c.c. b.c.c. ve h.c.p. düzlemleri çıkartılır.
- R_1 , R_2 , R_3 ölçülür.
- $\lambda L = R d$ ifadesinde veriler yerine konulur ve d ' ler hesaplanarak teorik değerlerle karşılaştırılır.
- Bu karşılaştırmalarla birlikte indis haritasına bakmakta bizlere yardımcı olacaktır.

- Düzlemler arasındaki açı hesaplanarak, teorik olarak açı ölçer ile elde ettiğimiz değerlerle karşılaştırılır.

Kübik yapı için:

$$\cos \theta = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2}{[(h_1^2 + k_1^2 + l_1^2)(h_2^2 + k_2^2 + l_2^2)]^{1/2}}$$

Hekzagonal yapı için:

$$\cos \theta = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + 1/2(h_1 k_2 + h_2 k_1) + 3 a^2 l_1 l_2 / 4 c^2}{[(h_1^2 + k_1^2 + k_1 h_1 + 3 a^2 l_1^2 / 4 c^2)(k_2^2 + h_2^2 + h_2 k_2 + 3 a^2 l_2^2 / 4 c^2)]^{1/2}}$$

- Zon eksenini ise $(h_1 \ k_1 \ l_1) \times (h_2 \ k_2 \ l_2)$ düzlemlerinin matrisel olarak çarpımıyla elde edilir.

2.5 Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada incelenen Fe-%20Mn-%4,5Co alaşımı TÜBİTAK Gebze Araştırma Merkezi'nde hazırlanmıştır. %99,9 saflıkta toz halinde bulunan Fe,

Mn, Co elementleri bir araya getirilip yüksek sıcaklıkta eritilerek 1cm çapında, 10 cm uzunluğunda silindirik çubuklar halinde dökülmüştür.

Fe-%20Mn-%4,5Co alaşımından oda sıcaklığında elmas kesici ile kesilen numuneler çeşitli ısı işlemlere tabi tutulmuştur.

Silindirik çubuk halinde bulunan alaşımdan, elmas bıçaklı kesicilerle ısı işlemler için 1 cm boyunda numuneler kesildi ve cam tüplere konularak sırasıyla 800 °C, 1000 °C, 1200 °C' de 12 saat ısı işleme tabi tutuldu ve fırından alınarak oda sıcaklığında suya atılarak hızlı soğutulmuştur.

2.5.1 Numunelerin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İçin

Hazırlanması

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 yüzeyleri parlatılarak taramalı elektron mikroskobu ile yüzey incelemeleri yapılmıştır. 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

dağlanmıştır. Numunelerin yüzeylerinde oluşan mikroyapı karakteristikleri 20 kV' ta JEOL5600 taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir.

2.5.2 Numunelerin Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İçin

Hazırlanması

Geçirmeli elektron mikroskobu incelemeleri için ısıtma işlemi görmüş numunelerden elmas kesici ile yaklaşık 1 mm kalınlığında örnekler kesilmiş ve daha sonra bu örnekler sırasıyla 600, 800 ve 1200 lük su zımparaları kullanılarak 60 µm'ye kadar inceltmiştir. 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 5 °C sıcaklıkta %8 perklorik asit + %92 asetik asit karışımında, 20 V (DC) ve 40-80 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 iin geirmeli elektron mikroskopunun "kırınım" (diffraction) modundan yararlanıldı.

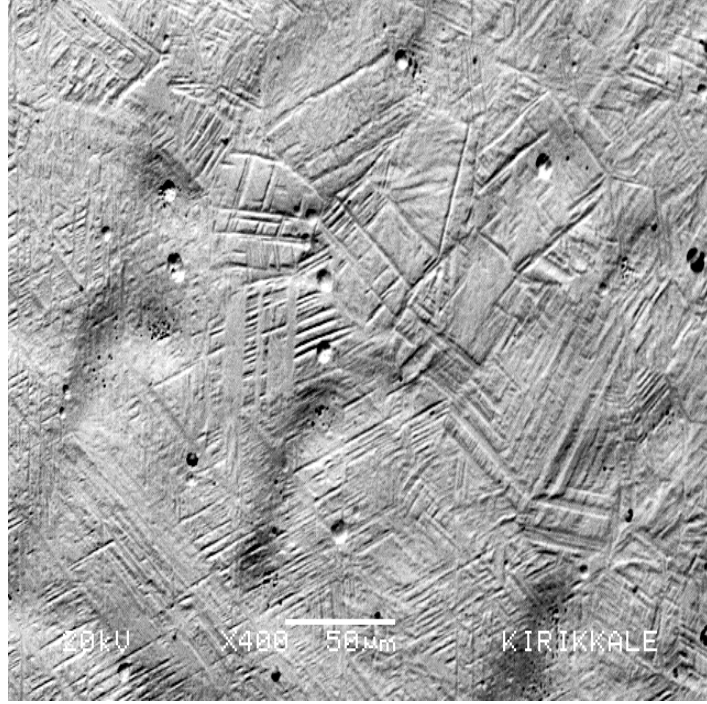
3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

3.1. Termal Etkili Martensitik Dönüşüm Üzerinde Soğutma Hızının

Etkisi

Bu numunelerde oluşan austenite-martensite faz morfolojisi SEM ile incelendi.

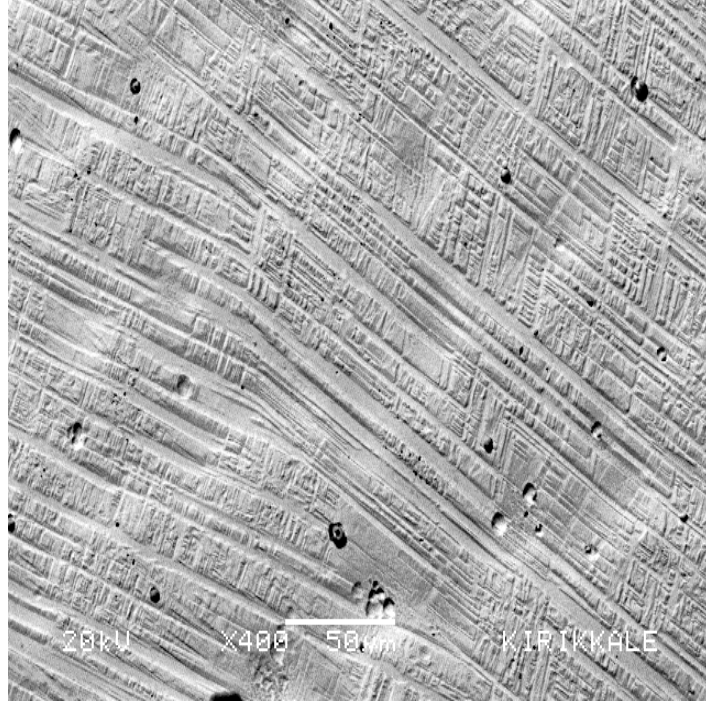
Martensitik dönüşüm üzerinde soğutma hızının etkisini incelemek üzere 1000°C 'de 12 saat tavlanan numunelerden biri suda hızlı soğutulurken diğeri fırında yavaş soğutulmaya tabi tutuldu.



Şekil 3.1. 1000 °C sıcaklıkta 12 saat tavlanan ve yavaş soğutulan alaşıma ait yüzey görünümü

Fırında yavaş soğutma işlemi sonucunda alaşımın yüzey incelemesinden austenite fazda kaldığı ama içinde az miktarda ϵ martensite faz oluştuğu gözlemlendi (Şekil 3.1).

1000 °C sıcaklıkta 12 saat ısıtılma tabii tutulduktan sonra oda sıcaklığında suya atılarak soğutulan numunenin yüzey görünümü Şekil 3.2' de verildi.



Şekil 3.2. 1000 °C sıcaklıkta 12 saat tavlanan ve suda hızlı soğutulan alaşıma ait yüzey görünümü

Yavaş soğuma ile alaşımda az miktarda ϵ martensite plakalarının oluşmasına rağmen hızlı soğutma ile numunede birbirine paralel olarak yığılmış çok miktarda ϵ martensite plakaların oluştuğu gözlemlendi. Numunenin hızlı soğutulması sonucu meydana getirilen sıcaklık farkı, martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvvetin ortaya çıkmasına sebep olmuştur [46,47].

Yine Fe bazlı alaşımlarda hızlı soğutma ile elde edilen tanelerin boyutunun yavaş soğutma ile elde edilen tane boyutundan daha küçük olduğu gözlenmiştir [5,45,46].

Austenite faza ait olan tanelerin boyutları homojenleştirme süresine, sıcaklığına ve soğutma şekline bağlı olarak değişir. Özellikle Fe bazlı alaşımlarda, homojenleştirme süresi ve sıcaklığının artması ile tane boyutunun arttığı gözlenmiştir [43,44]. Tane sınırları genelde safsızlık atomları, atomlar arası boşluklar ve dislokasyonlar gibi kusurlar içerdiği için tane içlerinde olduğu gibi özdeş atom dizilimlerinden söz edilemez [5].

Easterling ve Porter [23] tarafından martensite plakalarının büyümesinin tane sınırlarında engellendiği ve martensite çekirdeklerinin sayısının tane boyutuna bir etkisinin olmadığı ama oluşan martensite plakaların şeklinin ve büyüklüğünün tane boyutunun bir fonksiyonu olduğu belirtilmiştir, ϵ martensite plakalarının tane içinde birbirine paralel plakalar şeklinde meydana geldiği daha önceki çalışmalarda ortaya konulmuştur [14,16,44,48,49].

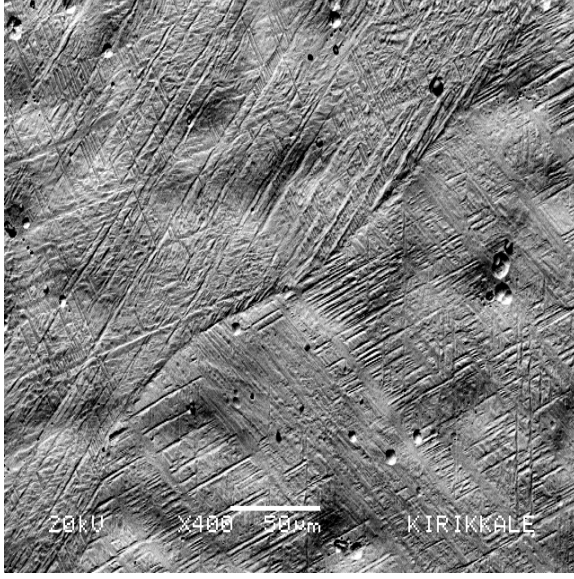
3.2. Homojenleştirme Sıcaklığının Martensite Dönüşüm Üzerine Etkisi

3.2.1. SEM Gözlemleri

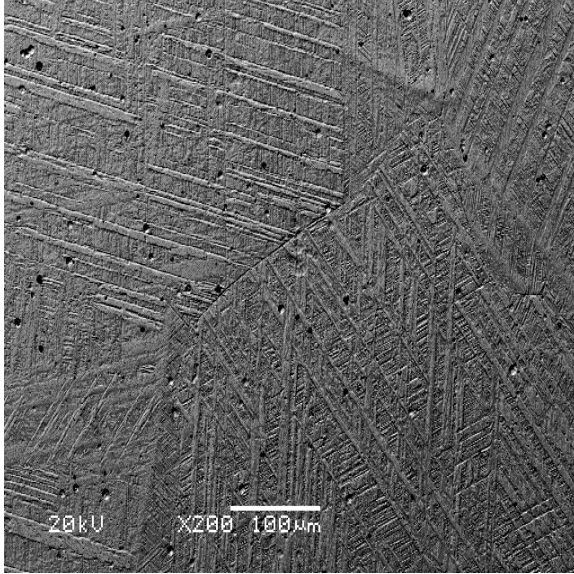
Alaşımın martensitik faz dönüşümü üzerinde ısıl işlem etkisini anlayabilmek için farklı sıcaklıklarda (sırasıyla 800° C, 1000°C, 1200°C 'de) ısıl işleme tabi tutulmuş ve suda hızlı soğumaya bırakılan numunelerden alınan SEM görüntüleri Şekil 3.3 'de verildi.



Şekil 3.3. (a)



(b)



(c)

Şekil 3.3. Farklı sıcaklıklara tabi tutulan numunelerin oda sıcaklığındaki SEM görüntüleri
a)800°C , b)1000°C, c)1200°C (devam)

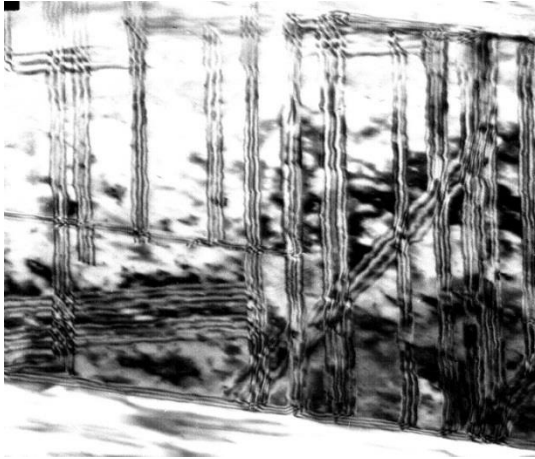
800 °C sıcaklıkta 12 saat ısıtılma tabii tutulan ve suda hızlı soğutma ile oluşan martensite plakaların kısa olduğu gözlemlendi.

1000°C sıcaklıkta 12 saat tavlanan ve suda hızlı soğumaya tabii tutulan bir diğeri numunede ϵ martensite plakaların daha belirgin olarak ortaya çıktığı görülmektedir. Ayrıca numunenin yüzey görüntülerinde yapının belirli bölgelerinin de austenite fazda kaldığı görüldü. Daha önce yapılan çalışmalarda da ısıtılma arttıkça martensitlerin daha da büyüyerek belirginleştiği görülmüştür [16,46,44,47].

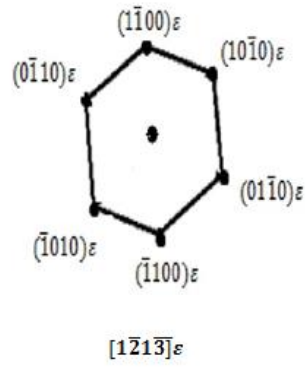
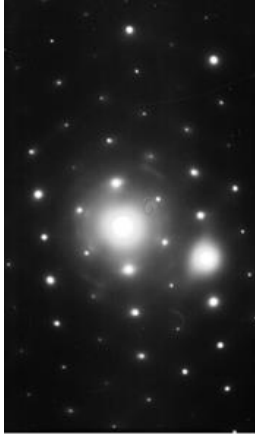
1200 ° C sıcaklıkta 12 saat tavlanan ve suda hızlı soğutmaya tabii tutulan numunede ϵ martensite plakaların oluşumları daha da artmıştır. Sıcaklığın artması ile austenite tane boyutları küçülmüştür. Austenite tanelerin küçülmesi çekirdeklenme alanlarının artmasına neden olur. Bu da martensite plaka oluşumunu daha kolaylaştırır [70].

3.2.2. TEM Gözlemleri

Farklı homojenleştirme sıcaklığına tabii tutulan numunelerin TEM incelemesi yapıldı.



(a)

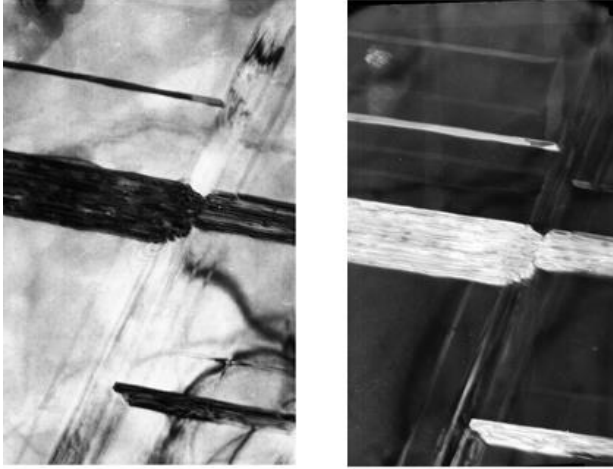


(b)

Şekil 3.4. 800°C de 12 saat tavlanan ve suda hızlı soğutulan numunenin **a)**TEM resmi **b)** Kırınım deseni ve indis diyagramı

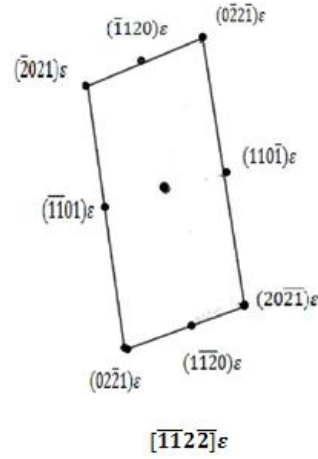
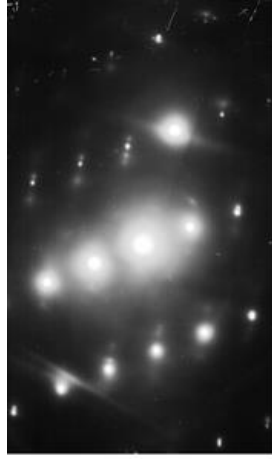
800°C 'de homojenleştirilen numunede ϵ martensite plakaların birbirine paralel şekilde oluştuğu ve bu plakaların kalınlıkları yaklaşık olarak 40-50 μm olduğu görüldü (Şekil 3.4a).

Şekil 3.4b de ise alaşımın elektron kırınım deseni ile indislenmiş diyagramı verilmiştir. Kırınım deseninde yapılan incelemeler sonucu ϵ martensite için elektron demetinin yönü $[1\bar{2}1\bar{3}]$ bulundu. Örgü sabitleri $a_{\epsilon} \cong 2,66^{\circ}\text{A}$, $c_{\epsilon} \cong 4,35^{\circ}\text{A}$ olarak hesaplandı. Bu sonuçların literatürle uyum içinde olduğu görüldü [5].



Şekil 3.5. (a)

(b)



(c)

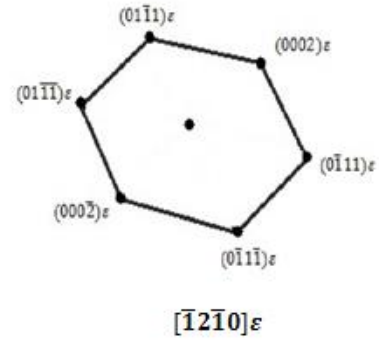
Şekil 3.5. 1000 °C de 12 saat tavlanan ve suda hızlı soğutulan alaşımın **a)** Aydınlık alan **b)** Karanlık alan **c)** Kırınım indis deseni ve diyagramı (devam)

Şekil 3.5a ve Şekil 3.5b de 1000 °C de 12 saat ısıtılan alaşımın aydınlık alan ve karanlık alan TEM görüntüleri verildi. Sıcaklığın artmasıyla ϵ martensite plakaların kalınlığının arttığı gözlemlendi [50,51,52].

Şekil 3.5c de alaşımın kırınım deseni ile indislenmiş diyagramı verildi. Hesaplamalar sonucu martensite için elektron demetinin yönü $[\bar{1}\bar{1}2\bar{2}]$ olarak bulundu. Örgü sabitleri $a_\epsilon \cong 2,38^\circ\text{A}$, $c_\epsilon \cong 3,92^\circ\text{A}$ olarak hesaplandı. Bu sonuçların literatürle uyum içinde olduğu görüldü [5].



(a)



(b)

Şekil 3.6. 1200 °C de 12 saat tavlanan ve suda soğutulan alaşıma ait **a)** Aydınlık alan görüntüsü **b)** Kırınım deseni ve indis diyagramı

Şekil 3.6 da numunede oluşmuş ϵ martensite plakalarının TEM görüntüsü verildi. Oluşan bu plakaların kalınlığı homojenleştirme sıcaklığının artmasıyla arttığı gözlemlendi. ϵ türü martensitelerin oluşumunda yığılma kusurları önemlidir. Kalın ϵ plakalarının birçok yığılma kusurunun birleşmesiyle oluşabileceği gibi austenite faz içerisinde yer alan diğer kusurların etkisi ile de oluşabileceği düşünülür [1].

Şekil 3.6b de 1200 °C de 12 saat ısıtım işlemi görmüş alaşımda elektron kırınım deseni ile indis diyagramı verilmiştir. Bu incelemeler sonucu elektron demetinin yönü $[\bar{1}2\bar{1}0]$ bulundu. Örgü sabitleri yaklaşık olarak $a_{\epsilon} \cong 2,56 \text{ \AA}$, $c_{\epsilon} \cong 4,02 \text{ \AA}$ olarak hesaplandı. Bu sonuçların literatürle uyum içinde olduğu görüldü [5].

4.SONUÇLAR

Bu çalışmada Fe-%16Mn-%4.5Co alaşımında ısıtma işlemi uygulanarak meydana getirilen ϵ martensite faz dönüşümünün mikro yapısı, kristalografisi dönüşüm üzerinde homojenleştirme sıcaklığının etkisi incelendi.

1000 °C de 12 saat boyunca homojenleştirilen ve fırında yavaş soğumaya bırakılan numunenin austenite fazda kaldığı içinde az miktarda ϵ martensite faz oluştuğu görüldü.

Buna karşın 1000°C de 12 saat boyunca homojenleştirilen ve suda hızlı soğumaya bırakılan numunede ise austenite fazın azaldığı birbirine paralel olarak yığılmış ϵ martensite fazın arttığı gözlemlendi.

Hızlı soğutma sırasında meydana gelen sıcaklık değişimi martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvvetin ortaya çıkmasına sebep olmuştur.

Alaşımında martensitik faz dönüşümü üzerinde ısıtma işlemi etkisini anlayabilmek için farklı sıcaklıklarda (800°C, 1000°C, 1200°C) ısıtma işlemine tabi tutulmuş ve suda hızlı soğumaya bırakılan numunelerin yüzey morfolojileri Şekil 3.6 verildi. Şekiller incelendiğinde homojenleştirme

sıcaklığı arttıkça oluşan martensite plakaların sayısının arttığı gözlemlendi. Elde edilen bu sonuçların literatürle uyumlu olduğu anlaşılmaktadır.

Termal etkili martensitik faz dönüşümünün mikro yapısını ve kristalografisini incelemek için 800C, 1000C ,1200C de 12 saat boyunca homojenleştirilen ve suda soğumaya bırakılan numunelerin TEM incelemeleri yapıldı. Aydınlık alan ve karanlık alan görüntüleri incelendiğinde homojenleştirme sıcaklığı arttıkça ϵ martensite plakalarının kalınlığının arttığı görüldü.

Yansıma veren düzlemler arasındaki d mesafeleri ölçülerek örgü sabitleri h.c.p yapı için Çizelge 4.1. de verildi. Hesaplamaların ideal bir h.c.p yapı için verilen $c_{\epsilon}/a_{\epsilon} =1,63$ oranı ile uyumlu olduğu görüldü.

Çizelge 4.1. Fe-%20Mn-%4,5Co alaşımının örgü parametreleri

Sıcaklık (°C)	a_{ϵ} (Å)	c_{ϵ} (Å)	$\frac{c_{\epsilon}}{a_{\epsilon}}$
800°C	2,66	4,35	1,63
1000°C	2,38	3,92	1,64
1200°C	2,56	4,02	1,57

KAYNAKLAR

- [1] Durlu, T. N., Strain-Induced Martensite in Fe-Ni-C Alloys. Proceedings of ICOMAT79 ,1979.
- [2] Kaufman, L. Cohen, M. , Progress in Metal Physics, 7, 165-246, 1958.
- [3] Durlu, T.N , F. Ü. Fen ve Müh. Bilimleri Dergisi, 13(1), 2001.
- [4] Christian, J. W. , The Theory of Transformation in Metals and Alloys,Part1, Pergamon Press, Hungary,1975.
- [5] Nishiyama, Z. , Martensitic Transformations, Academic Press. , London, 1978.
- [6] Olson, G. B. , M.Cohen, M., Metall. Trans. A, 7(12), 1897-1904,1976.
- [7] Olson, G. B. ,M.Cohen, M., Metall. Trans. A, 7 (12), 1915-1923, 1976.
- [8] Dikici, M. , T. Kırındı, U. Sarı, J. Alloys Compd., 475, 145-150, 2009.

- [9] Marinelli, P. A. Baruj, J. Pons, M. Sade, A. Guillermet, E. Cesari, Material Science and Engineering A335-275, 137-146, 2002.
- [10] Jun, Joong –Hwan, Chong-Sool Choi, Material Science and Engineering A252 133-138, 1998.
- [11] T. Maki and K. Tsuzaki, Proc. Of ICOMAT-92 1151, 1992.
- [12] Yang, J. and C. M. Wayman, Water. Characterization, 28, 23, 1992.
- [13] Yang, J. and C. M. Wayman, Water. Characterization, 28, 37, 1992.
- [14] Arruda, G.J., V. T. L. Buono and M. S. Andrade, Materials Science Eng. , A273-275, 528, 1999.
- [15] Karaman, I., H. Şehitoğlu, K. Gall, Y.İ. Chumlyakov and H.J Maier Acta Mater., 48, 1345, 2000.
- [16] Maji, B. J. , Krishnan, M. Scripta Mater. , 48(1), 71-77, 2003.
- [17] Wayman, C. M Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations, The Macmillan Company, New York, 1964.
- [18] Christian, J. W. , The Theory of Transformation in Metals and Alloys, Pergamon Press, London, 1975.

- [19] Khachaturyan, A. G., Theory of Structural Transformations in Solids, John Wiley-Sons, New York ,1983.
- [20] Easterling, K. E , and D.A Porter , Phase Transformations in Solids, John Wiley Sons , New-York, 1983.
- [21] Durlu, T. N., Fe-Ni-C Alaşımlarının Tek Ve İnce Austenite Kristallerindeki Martensitik Evre Dönüşümleri Üzerinde Çalışmalar, Doçentlik Tezi, Ankara, 1979.
- [22] Olson, G. B. , and W.S Owen, Martensite, The Materials Information Society, New York, 1992.
- [23] Porter, D. A., Easterling, K. E., Phase Transformations in Metals and Alloys, Chapman and Hall, London, 1981.
- [24] Christian, J. W. , The Theory of Transformation in Metals and Alloys, Permagon Press, London, 1975.
- [25] Bunshah, R. F. Mehl, Journal of Metals, 5, 1251-1258, 1953.
- [26] Yaşar, E. Fe-%30Ni-%XMo Alaşımlarında Atermal ve İzotermal Martensitik Faz Dönüşümlerinin Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bil.Enst., Kırıkkale, 2005.

- [27] Kurdjumov and G. Sachs, Über den Mechanismus Der Stahlhartung, Z. Physik, Vol. 64 , 225 ,1930.
- [28] Navruz, N. Demir Bazlı Alaşımlarda ϵ Martensitenin Oluşumu ve Diğer Martensite Türleriyle Etkileşmesi ,Doktora Tezi, A.Ü, Fen Bilimleri Enst. Ankara,1996.
- [29] Hull, D. Introduction to Dislocation, Permogan Pres, London, 1965.
- [30] Yang, J. and C. M. Wayman, Water. Characterization,28, 23-35, 1992.
- [31] Yang , J. and C. M. Wayman, Water. Characterization,28, 37-47, 1992.
- [32] Güngüneş, H. Fe-%24,5Ni-%4,5Si Alaşımında Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri Üzerine Çalışmalar, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bil. Enst., Kırıkkale, 2005.
- [33] Onaran, K . Malzeme Bilimi, Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul, 1997.
- [34] 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.

- [35] Durlu , T.N. , J. Mater Sci,31, 2585 ,1996.
- [36] Durlu, T. N. , J. Mater. Sci., 36 (23), 5665-5671, 2001.
- [37] <http://tr.wikipedia.org/wiki/Demir> , <http://tr.wikipedia.org/wiki/Mangan>
<http://tr.wikipedia.org/wiki/Kobalt> , (Erişim Tarihi: 06.04.2011).
- [38] <http://www.biltek.tubitak.gov.tr/bilgipaket/periyodik> Demir , Mangan
Kobalt (Erişim Tarihi :20.05.2011).
- [39] 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 Enst.,
Kırıkkale, 2004.
- [40] Kırındı, T., Güler, E., Dikici, M., J. Alloys Compd., 433, 202-206,
2007.
- [41] Dikici, M. ,Katıhal Fizikine Giriş, 19 Mayıs Üniversitesi Yayınları,
Samsun, 1993.
- [42] Mc Kie, D. , Mc Kie, C. , Crystalline Solids [Volume I, Essential of
Crystallography], Blackwell Scientific Publications, Oxford, 1986.

- [43] Shiming, T. , Jinhai, L. And Shiwei, Y. ,*Scripta Metall, Mater.* , 25, 2613, 1991.
- [44] Jiang, B. H. , Sun, L. , Li , R. And Hsu, T. Y. , *Scripta Metall. Mater.* 33,63, 1995.
- [45] Li, H., D. Dunne, N. Kennon, *Mater. Sci. Eng.*, A273-275, 571-577, 1999.
- [46] Arruda, G.J., Buono, V.T.L, Andrade, M.S., *Mater. Sci. Eng.* , A 273- 275,528-532, 1999.
- [47] Hsu, Y. T. , Zuyao, X. , *Mater. Sci. Eng.* , A273-375, 494-497, 1999.
- [48] Bergeon, N. , Guenin, G., Esnouf, C. , *Mater. Sci. Eng.* , A242, 87-95, 1998.
- [49] Reyhani, M. M. , Mc Cormick, P. G. , *Mater. Sci. Eng.* A160,57-61, 1993.
- [50] Inagaki, H. , *Z. Metallkd*, 83 , 90-96 , 1992.
- [51] Aikawa, T. , Nishino, Y. And Asano, S. , *Scripta Metall. Mater.* , 29, 135, 1993.

- [52] Takaki, S. , Nakatsu , H. And Tokunaga , Y. , Mater. Trans. , JIM , 34, 489, 1993.
- [53] Askeland, D. R. , The Science and Engineering of Materials, 1.Cilt (Çeviri : Erdoğan, Dr. M.), Nobel Yayınları, Ankara, 1998.
- [54] Kırındı, T., Dikici, M., J. Alloys Compd., 407, 157-162, 2007.
- [55] Kırındı, T., Dikici, M., Bull. Mater. Sci., 28(2), 87-90, 2005.
- [56] Yang, J. H., Wayman, C. M., Acta Metall. Mater., 40, 2011 - 2023, 1992.
- [57] Clapp, P.C., J. Phys. (France), 5,11 1995.
- [58] Inagaki, H., Z. Metallkd, 86, 275-280, 1995.
- [60] Inagaki, H., Z. Metallkd, 86, 304-309, 1992.
- [61] Wayman, C.M. and Wakasa, K., Metallography., 14, 37, 1981.
- [62] Kakeshita, T., Kuriowa, K., Shimizu, K., Ikeda, T., Yamagishi, A., Date, M., Mater. Trans. JIM, 34, 423-428, 1993.
- [63] Durlu T.N. and J.W. Christian, Metal Sci., 8,1, 1974.

- [64] Christian J.W. , Metall. Trans. A, 14A, 1237, 1983.
- [65] Kikuchi, T., Kajiwara, S., Tomota, Y., Mater. Trans., JIM, 36, 719-728, 1995.
- [66] Karaman, I., Şehitoglu, H., Maier, H. J., and Balzer, M. Mater. Trans., 29A, 427, 1998.
- [67] Tekerek, A. Ş., LaMn₂Si₂ Alaşımının Nanoparçacıklarının Manyetik ve Yapısal Özellikleri, Ankara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enst., Ankara 2007.
- [68] Wechsler, M.S., Lieberman, D.S., Read, T.A., Transs. AIME., 1503-1515,1953
- [69] Durlu, T.N., Difüzyonsuz faz dönüşümü üzerine yeni gözlemler, Türk Fizik Derneği 19. Fizik Kongresi, Elazığ, 4s, 2000.
- [70] Durlu, T.N., J. Mater. Sci. Lett. 16, 320-321, 1997.