

KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI
YÜKSEK LİSANS TEZİ

Fe-15%Mn-5%Mo ALAŞIMINDA MARTENSİTİK DÖNÜŞÜM VE MANYETİK
ÖZELLİKLER ÜZERİNDE Si İLAVESİNİN ETKİSİ

OSMAN DEMİREL

TEMMUZ2016

Fizik Anabilim Dalında Osman DEMİREL tarafından hazırlanan Fe-15%Mn-5%Mo ALAŞIMINDA MARTENSİTİK DÖNÜŞÜM VE MANYETİK ÖZELLİKLER ÜZERİNDE Si İLAVESİNİN ETKİSİ adlı Yüksek Lisan Tezinin Anabilin Dalı standartlarına uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Saffet NEZİR
Anabilim Dalı Başkanı

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

Prof. Dr. Uğur SARI
Danışman

Jüri Üyeleri:

Başkan(Jüri): Prof. Dr. Uğur SARI

.....

Jüri: Doç. Dr. Talip KIRINDI

.....

Jüri: Doç. Dr. Hakan GÜNGÜNEŞ

.....

....../....../2016

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

Prof. Dr. Mustafa YİĞİTOĞLU
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ÖZET

Fe-15%Mn-5%Mo ALAŞIMINDA MARTENSİTİK DÖNÜŞÜM VE MANYETİK ÖZELLİKLER ÜZERİNDE Si İLAVESİNİN ETKİSİ

DEMİREL, Osman

Kırıkkale Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi

Danışman: Prof. Dr. Uğur SARI

Temmuz 2016, 81 sayfa

Bu çalışmada Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımlarında termal etki ile meydana gelen martensite yapının mikro yapısal ve manyetik özellikler belirlendi. Fe-Mn-Mo alaşımına Si ilavesinin mikro yapısal ve manyetik özelliklere etkisi araştırıldı. Alaşımların yüzey incelemeleri için taramalı elektron mikroskop (SEM), mikro yapı incelemeleri için geçirmeli elektron mikroskop (TEM) ve manyetik özellikleri için Mössbauer spektrometre yöntemi kullanıldı.

Fe-Mn-Mo alaşımlarda austenite γ kristal yapıdan α' kristal yapılara olmak üzere iki farklı martensite yapının oluştuğu, α' martensite miktarının ϵ martensite miktarından daha fazla olduğu tespit edildi. Si ilavesinin ise α' martensite miktarını arttırdığı ortaya konuldu.

Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımının SEM ve EDX (Energy Dispersive X-ray) yöntemi ile yapılan analizinde martensite dönüşüm yanında Si ve Mo çökelti fazların oluştuğutespit edilmiştir. Bu çökeltilerin tane sınırlarında yoğunlaştığı görüldü.

Alaşımların Mössbauer spektroskopisinden ise ϵ martensite yapıların tekli pik verdiği ve paramanyetik yapıda olduğu, α' martensite yapılanın ise altılı pik verdiği dolayısıyla ferromanyetik yapıda olduğu belirlendi.

Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına Si ilavesi durumunda ise α' martensite miktarındaki artış ile birlikte ferromanyetik hacim miktarının arttığı buna bağlı olarak alaşımda iç manyetikliğin de arttığı tespit edildi.

Anahtar Kelimeler: Fe-Mn-Moalaşımı, Martensitik Dönüşüm, Manyetik Özellikler, Taramalı Elektron Mikroskobu, Geçirmeli elektron Mikroskobu, Mössbauer Spektroskopisi, Çökelti, Homojenleştirme.



ABSTRACT

THE EFFECT OF Si ADDITION ON MARTENSITIC TRANSFORMATION AND THE MAGNETIC PROPERTIES IN THE Fe-15%-Mn%5Mo ALLOY

DEMİREL, Osman

Kırıkkale University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics, Ph. D. Thesis

Supervisor: Prof. Dr. Uğur SARI

July 2016, 81 pages

In this study the micro structural properties of Fe-15%-Mn%5Mo alloy and Fe-15%-Mn%5Mo-%2Si alloy were compared by examining the physical properties. Fe-15%-Mn%5Mo alloy γ - ε martensitic observed conversion the same conversion Si doped with Fe-15%-Mn%5Mo-%2Si of the in the alloy γ - ε conversion was observed.

In the experiments and observations Fe-15%-Mn%5Mo phase ε and creating α phases, Si doped Fe-15%-Mn%5Mo-%2Si of the alloy in austenite on the effects of phase martensitic phase ε and γ austenite phase and including the α was found to generate two types of structure. Both sample of SEM, TEM were compared based on photographs and Mössbauer spectrometers.

In this comparison in the Fe-15%-Mn%5Mo-%2Si formed Si alloy grain boundaries and contribute to sedimentation Scanning Electron Microscope (SEM) were also observed with EDX. Formed by Transmission Electron Microscope Side of precipitation (TEM) were also detected.

Mössbauer spectroscopy and magnetic properties of samples martensit detected changes in the austenite phase of the precipitate and form alloys limit the contribution of Si magnetism of the material was observed to increase inside effective. Si addition of Fe-15%-Mn%5Mo alloy increase in α' martensite transformation has been observed that due to this situation, the

globalantiferromagnetism. Dislokasyonlar increased due to deposition of the nucleation and grain boundary defects were observed to increase the clutter.

Key Words: Martensitic Transformation, Scanning Elektron Microscop, Transmission Elektron Microscop, Mössbauer Spectrometer, Precipitate.



TEŞEKKÜR

Tez konusu seçimi araştırma, deneylerde bulguların değerlendirilmesi ve diğer konularda yardım ve desteğini esirgemeyen danışman Hocam Sayın Prof. Dr. Uğur SARI 'ya başta olmak üzere, teknik detaylarda tezin oluşmasında deney sonuçlarının değerlendirilmesinde bizi aydınlatan Sayın Doç. Dr. Talip KIRINDI hocama, KÜBTAL laboratuvar bölümlerinde inceleme ve araştırma için bize destek olan Sayın Prof Dr. Sedat AĞAN'a araştırma görevlisi Sayın Umut ERDEM'e Doç. Dr. Kutalmış GÜVEN, Doç. Dr. Erdem YAŞAR'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Fen Bilimleri Enstitüsü ve Fizik Bölümünün diğer değerli öğretim üyelerine akademik idari personele teşekkürü bir borç bilirim.

Ayrıca maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen eşim Tuğba'ya oğlum Rıdvan'a ve kızım Neda'ya sabırlarından dolayı teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER DİZİNİ

Sayfa

ÖZET	i
ABSTRACT	iii
TEŞEKKÜR	v
İÇİNDEKİLER DİZİNİ	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	viii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xi
SİMGELER DİZİNİ	xi
KISALTMALAR DİZİNİ	xiii
1. GİRİŞ	1
1.1. Literatür Özeti	3
1.2. Çalışmanın Amacı	5
2. GENEL BİLGİLER	7
2.1. Kristal Yapılar	7
2.2. İlkel Örgü Hücreleri ve Kristal Sistemleri	8
2.3. Metallerde Basit Kristal Yapılar.....	10
2.4. Kristal Doğrultu ve Düzlemleri (Miller İndileri)	11
3. MATERYAL ve YÖNTEM	14
3.1. Austenite ve Martensitik Faz Dönüşümlerinin Genel Karakteristiği	14
3.2. Demir Bazlı Alaşımlarda Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri	16
3.3. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri	17
3.4. f.c.c.(γ) – b.c.c.(α') Faz Dönüşümü	20
3.5. b.c.c.(α') – h.c.p.(ϵ) Faz Dönüşümü	25
3.6. f.c.c.(γ) – h.c.p.(ϵ) Faz Dönüşümü	26
3.7. Martensitik Dönüşümlerin Oluşmasında Etkenler	29
3.8. Dislokasyon ve Yapı Kusurlarının Martensitik Dönüşümlere Etkisi	29
3.9. Alaşımlarda Çökelti Oluşumu ve Çöktellerin Martensitik Dönüşümlere Etkisi.....	30
3.10. Madde İçinde Manyetikliğin Temelleri.....	33
3.10.1. Manyetik Alan	33
3.10.2. Manyetizma Türleri	35
3.10.3. Diyamanyetizma	36
3.10.4. Paramanyetizma	38

3.10.5. Ferromanyetizma	41
3.10.6. Antiferromanyetizma	42
3.10.7. Curie sıcaklığı ve Manyetik Domenler	43
3.11. Gama Işınlının Rezonanasla Soğurulması ve Mössbauer Olayı	47
3.11.1 İzomer Kayma.....	47
3.11.2 Manyetik Dipol Etkileşmesi ve Mössbauer Spektrumunun Elde Edilmesi	50
3.12. Alaşımda Kullanılan Elementler ve Özellikleri	53
3.12.1. Demir (Fe).....	53
3.12.2. Mangan (Mn).....	55
3.12.3. Molibden (Mo).....	56
3.12.4. Silisyum (Si)	56
4. DENEYSEL SİSTEM VE YÖNTEMLER.....	56
4.1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)	56
4.2. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM).....	60
4.3. Mössbauer Spektrometresi Yöntemi	62
4.4. Numunelerin Hazırlanması.....	63
4.4.1. Numunelerin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) İncelemesi İçin Hazırlanması.....	61
4.4.2. Numunelerin Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İncelenmesi İçin Hazırlanması.....	62
4.4.3. Numunelerin Mössbauer Spektrometre İncelenmesi İçin Hazırlanması.....	63
5. ARAŞTIRMA BULGULARI.....	64
5.1. Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si Alaşımının SEM İncelemesi.....	64
5.2. Fe-15%Mn-5%Mo alaşımı ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si Alaşımlarına Ait TEM İncelemesi	68
5.3. Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si Alaşımına Ait Manyetik Özelliklerin İncelenmesi.....	71
6. SONUÇ.....	76
KAYNAKLAR	79

ŞEKİLLER DİZİNİ

ŞEKİL

Sayfa

2.1. Kristalin birim vektörleri ve bu vektörler arasındaki açı	8
2.2. Tabiatındaki kristal sistemlerine ait modeller	9
2.3. Metal Kristallerinde atomların yerleşim şekli.....	10
2.4. a) Bir sıkı paket düzlemde atomların yerleşimi b) İki sıkı paket düzlemin yerleşimi c) Ardışık düzlemlerin yığılımı.....	11
2.5. Kübik kristal de bazı düzlemlerin indisleri	13
3.1. Austenite ve Martensite Fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi.....	14
3.2. Çelik alaşımında Bainite Martensite ve Austenite fazın genel görünümü.	18
3.3. Austenite kristallerde ortaya çıkan martensite alışıma düzlemi	19
3.4. f.c.c.(γ) $\rightarrow$ b.c.c.(α') martensitik dönüşümü için Bain Distorsiyonu	20
3.5. a) f.c.c.(γ) kristal yapı b) b.c.c.(α') kristal yapı.....	22
3.6. (111) γ düzlemindeki kesme doğrultuları a) Nishiyama b) Kurdjmov-Sachs ilişkisi	23
3.7. Kurdjmov-Sach ve Nishiyama'nın ileri sürdükleri dönüşümlerin kesme mekanizmaları arasındaki ilişki.....	24
3.8. Burgers tarafından önerilmiş olan b.c.c.(α') $\rightarrow$ h.c.p.(ϵ) dönüşümünde kesme mekanizması	25
3.9. a) f.c.c.(γ) yapının $\langle 111 \rangle$ f.c.c.(γ) doğrultusunun b) h.c.p.(ϵ) yapının $\langle 0001 \rangle$ h.c.p. doğrultusuna paralel olacak şekilde gösterimi.	26
3.10. h.c.p.(ϵ) kristal yapının kürelerle şematik gösterimi.....	27
3.11. Sıkı paketlenmiş f.c.c.(γ) kristal yapının kürelerle şematik gösterimi	27
3.12. f.c.c.(γ) $\rightarrow$ h.c.p.(ϵ) dönüşüm mekanizması.....	28
3.13. f.c.c.(γ) $\rightarrow$ h.c.p.(ϵ) dönüşümünde üç çeşit kesme doğrultusu.....	28
3.14. Bir alaşımdaki A ve B elementlerine ait faz diyagramı	30
3.15. Çökelti oluşumunu ait faz diyagramı ve şematik gösterimi.....	32
3.16. Atomun basit modeli.....	33
3.17. Elektronların dönme spin momentleri.....	35
3.18. Diyamanyetik bir malzemenin atomları.....	36

3.19. Yörünge momentini üzerine manyetik alanın etkisi	37
3.20. a) Dış manyetik alan uygulaması olmadan atom dizilimi	
b) Bir dış manyetik alan uygulandığında örgüdeki atom yönelimleri.....	39
3.21. a) Diyamanyetik ve b) Paramanyetik malzemelerin	
manyetik davranışları.....	41
3.22. Ferromanyetik malzemeler üzerindeki mıknatıslanmanın	
Curie-Weiss yasası ile karşılaştırılması.....	44
3.23. Mıknatıslanmanın Curie sıcaklığına bağlı olan	
değişimi sırasında ferromanyetik fazdan paramanyetik faza geçiş.....	45
3.24. Ferromanyetik bir malzemedeki domen duvarları.....	45
3.25. Domen duvarları içinde kalan elektronların spin momentleri	46
3.26. Ferromanyetik bir malzemenin mıknatıslanma şiddetinin	
sıcaklıkla değişimi.....	46
3.27. Uyarılmış durumdan taban durumuna geçiş	48
3.28. Gama fotunu yayınlayan atomun geri tepmesi.....	49
3.29. Yayınlama ve soğurma çizgileri.....	50
3.30. Bir kaynak ve soğurucudaki izomer kayması ve gözlenen	
spektrum grafiği	51
3.31. Mössbauer spektrometrisine ait yarımlar ve pikler	53
3.32. Elektrolizle arıtılmış (%99,97+) saflıkta demir parçaları	
ve karşılaştırma için yüksek saflıkta (99,9999 % = 6N)	
1 cm ³ hacminde demirden bir küp.	54
3.33. Elektrolizle arıtılmış (%99,99) saflıkta mangan parçaları ve	
karşılaştırma için yüksek saflıkta (%99,99 = 4N) 1 cm ³	
hacminde mangan bir küp.	55
4.1. Numune analizinde kullanılan Ankara Üniversitesi Nükleer	
Araştırma Enstitüsü Laboratuvarı EVO 40 Zeiss model	
Taramalı Elektron Mikroskobu genel görüntüsü	58
4.2. Taramalı Elektron Mikroskobuna Ait Bölümler ve Çalışma	
Mekanizması	59
4.3. Numune analizinde kullanılan Kırıkkale Üniversitesi	
Merkez Laboratuvarından TEM'in Genel Görüntüsü.....	60
4.4. Geçirmeli Mikroskobuna Ait Bölümler ve Çalışma Mekanizması.....	59

4.5. Mössbauer Spektrometresinin genel görünümü.....	62
5.1. Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına ait Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüsü	66
5.2. Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımının Taramalı Elektron Mikroskobu görüntüsü	68
5.3. Şekil 5.2.'de Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımı için seçilen bölgelere ait EDX analiz grafikleri. a) 1. Bölgeye ait EDX analizi, b) 2. Bölgeye ait EDX analizi.....	67
5.4. Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına ait aydınlık alan TEM görüntüsü.....	69
5.5. Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımının martensite plakasına ait alaşımında seçilen b.c.c.(α') ve h.c.p.(ϵ) alanına ait TEM fotoğrafı	72
5.6. a) Oda sıcaklığında Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına ait Mössbauer spektrumu b) Oda sıcaklığında Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si Numunesine ait Mössbauer Spektrumu.....	72

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>ÇİZELGE</u>	<u>Sayfa</u>
3.1. Bazı ferromanyetik maddelerin Curie sıcaklıkları	43
5.1. Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımında belirtilen 1. ve 2. Noktasal bölgelerinden alınan SEM-EDX analizi. Alaşımdaki elementlerin noktasal bölgelerdeki yüzdece miktar (%) tablosu.	69
5.2. İncelenen Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si numunesine ait bazı Mössbauer Parametreleri tablosu.....	75



SİMGELER DİZİNİ

γ	Yüz merkezli kübik yapı
α	Hacim merkezli tetragonal yapı
α'	Hacim merkezli kübik yapı
ε	Sıkı paketlenmiş hegzogonal yapı
A	Alan
H	Manyetik alan
M	Mıknatıslanma şiddeti
χ	Manyetik alınganlık
δ	İzomer kayma değeri
μ	Manyetik moment
g	Nükleer g-çarpanı
T_N	Neel sıcaklığı
R	Manyetik dipol etkileşim değeri
m_I	Zeeman yarılma moment değeri
$\vec{\mu}_n$	Nükleer manyeton
T	Mutlak sıcaklık
V	Hacim
ν	Frekans
ϕ	Manyetik akı
h	Planck sabiti
ΔG	Serbest enerji değişimi
T_c	Curie sıcaklığı
$^{\circ}\text{C}$	Santigrad derece
$^{\circ}\text{K}$	Kelvin derece
T_0	Austenite ve Martensite fazların denge sıcaklığı
M_s	Austenite ve Martensite faz dönüşümünün başlama sıcaklığı

M_f	Austenite ve Martensite faz dönüşümünün bitiş sıcaklığı
h, k, l	Miller İndisleri
ΔG^{A-M}	Kimyasal serbest enerji değişimi

KISALTMALAR DİZİNİ

f.c.c.(γ)	Yüzey merkezli kübik yapı
b.c.t.(α)	Hacim merkezli tetragonal yapı
b.c.c.(α')	Hacim merkezli kübik yapı
h.c.p.(ϵ)	Sıkı paketlenmiş hegzagonal yapı
SEM	Taramalı elektron mikroskop
TEM	Geçirmeli elektron mikroskop
WLR	Wechler, Lieberman ve Read
BM	Bowles ve Mackenze
K-S	Kurdjimov ve Sachs
S-N	Shoji-Nishiyama
GP	Guinier-Preston bölgeleri

1. GİRİŞ

İnsanlık tarihinde tunç alaşımlarının keşfedilmesi ile başlayan metal alaşımlarına olan ilgi çağımızda tıp dünyasından uzay ve otomotiv teknolojisine kadar birçok alanı ilgilendiren konu haline gelmiştir. Metal alaşımlarını inceleyen ve geliştiren araştırmacılar her geçen gün yeni keşfettikleri materyaller ile bilim ve teknoloji dünyasına katkı yapmaktadır.

19. yüzyılda bilim adamları yumuşak demirin uygulanan etkenler sonunda sertlik kazanabildiğini keşfettiler. Alman Fizikçi Adolf Martens 1895 yıllarında demirin dövüldüğünde mikro yapısal olarak değişim geçirdiğini ve sertlik kazandığını açıkladı. Bu durum Adolf Martens'in adına ithafen metallerde ve metal alaşımlarında Martensite dönüşümü ve Martensite Kristalleri olarak açıklandı [1].

Materyaldeki ana yapıya ise malzeme biliminde Austenite yapı denir. Sonraki yapılan çalışmalar ana yapı olan Austenite yapıdan Martensitik yapıya difüzyonsuz geçişin olduğunu, bu durumun çeliğe su verilerek gerçekleştirildiğini ortaya koydu. Austenite ana kristal yapının martensite ürün faza difüzyonsuz olarak dönüşmesi şeklinde gerçekleşen çeliğe su verilerek ortaya çıkan bu olay miroyapısal, kinetik, mekanik ve termodinamik etkenlere ait değişik bulgular ile birlikte alaşımları araştırmaya değer akademik konu haline getirmiştir [2,3].

Demir bazlı Fe-Mn-Mo ve Fe-Mn-Mo-Si alaşımlar gibi Fe-Mn, Fe-Mn-Si-Cr-Ni ve Fe-Mn-Si gibi alaşımların da ilginç manyetik özelliklere sahip olması, soğuk işlenebilmesi, yüksek elektrik direncine sahip olması, maliyetinin ucuz olması teknolojik kullanım alanlarında ilgi çekmektedir. Bu nedenlerle son yıllarda bu alaşımlarda görülen mikro yapısal ve martensitik dönüşümler üzerinde yoğun çalışmalar yapılmaktadır [1].

Metal alaşımlarda faz sistemi ve dönüşümü, çekirdeklenme ve büyüme, martensitik dönüşümler olmak üzere ikiye ayrılır. Çekirdeklenme-büyüme difüzyonlu olarak meydana gelirken martensitik dönüşümler sıcaklık, dış zor etkisi ile meydana

gelebileceği gibi her iki durumun etkisi ile de meydana gelir. Sıcaklıkla meydana gelen faz dönüşümleri atermal ve izotermal olarak gerçekleşir [1,4].

Demir bazlı alaşımlarda ortaya çıkan martensitik dönüşümler genellikle yüz merkezli kübik γ yapıdaki ana fazın hacim merkezli kübik α' hacim merkezli tetragonal yapı α veya sıkı paketlenmiş hegzagonal ϵ yapıdaki martensite faza dönüşüm şeklinde ortaya çıkar. Martensite faz dönüşümü ilk defa çelikte görülmekle birlikte bazı saf metallerde ve alaşımlarda gözlenmiştir [6].

Dislokasyon hareketini engelleyen her şey malzemenin mukavemetini artırır. Tane içindeki ince çökelti genellikle matriksten daha sert oldukları için deformasyon sırasında dislokasyon hareketine birer engel teşkil etmektedir. Çökelti arasında kalan dislokasyon parçası çökelti partiküllerini aşmak için uygulanan gerilime bağlı olarak hareket ederek çökelti partiküllerinin çevresini sarar. Dislokasyonlar her yönde hareket ettiğinde çökelti etrafındaki halka sayısı o nispette artar ve çökelti partikülleri çevresinde adeta bir dislokasyon yumağı oluşur. Sonuç olarak malzemede dislokasyon yoğunluğu artar [4,5,13].

Martensitik dönüşüm sonucu içyapısında silisyum bulunan hafif metallerde (Alüminyum, Magnezyum gibi) mukavemet artışı gözlenmiş bunlar yoğunluğu fazla olan çelik, nikel, krom gibi malzemelere üstünlük sağlamıştır. Silisyum alaşımlarda oluşturduğu çökelti sayesinde martensite yapılar oluşturabilir. Alaşımlarda tane sınırlarında çökelen ve safsızlığa sebep olan Silisyum çökelti tane hareketini engelleyerek ilginç mikro yapısal dönüşüm ve manyetik değişimlere yol açar. Örneğin Uçak gövdesinde kullanılan alüminyum ve magnezyuma eklenen Silisyum gerekli dayanım ve hafifliği verdiği gibi alaşımın sıcaklığa karşı oluşan direncini artırır [6,8,9].

Si elementi bulunduğu alaşımda çoğunlukla SiO_2 ile yüzey örtücü tabaka sayesinde alaşıma dayanım artırıcı ve korozyon pasifize etme özelliği kazandırır. Si oranının kritik karışım oranını alaşımda yakalamak önemlidir. Çünkü kritik eşik aşıldığında söz konusu dayanım ve kohezyon önleyici özellikler durağanlaşmaktadır. Vanadyum Si elementi katkısı ile oluşturulan tane sınırları ısıtma işlemi sırasında austenite yapıyı

sınırlayarak perlit yapıyı ortaya çıkarmış bu durum malzemede esneklik dayanım ve sertliği artırmıştır [1,8,10].

1.1. Literatür Özeti

Demir bazlı alaşımlarda difüzyonsuz olarak gerçekleşen martensitik faz dönüşümü ana austenit yapı olan f.c.c.(γ) yapının b. c. c. (α') ya da h.c.p.(ϵ) yapıya dönüşüm şeklinde ortaya çıkan durum bilimsel olarak araştırmaya değer geniş bir alan oluşturur. Martensite faz dönüşümleri difüzyonsuz karakterleri sebebiyle ortaya çıkardıkları ilgi çekici özellikler yanında materyalin mekanik özelliklerinde yaptıkları büyük değişikliklerden dolayı çoğu araştırmaya konu olmuştur [7,17].

Kırındı ve Arkadaşlarının yaptıkları araştırmada; alaşımda Fe bazlı alaşımda Mn oranına bağlı olarak α' ve ϵ olmak üzere iki tür martensite oluşabilir. Mn oranı düşük alaşımlarda α' dönüşümü daha fazla iken, yüksek Mn oranı olan numunelerde α' ve ϵ dönüşümü aynı anda oluşabilir [55].

Kurt tarafından Fe-15%Mn-5%Mo alaşımı üzerinde yapılan çalışmada, alaşımın martensite faz üzerinde termodinamik ve manyetik etki incelendiğinde, alaşım ısıtma işlemi ile hızlı soğutma sonucu meydana gelen sıcaklık değişiminin martensitik dönüşüm için gereken sürükleyici kuvveti oluşturduğu bulunmuştur. Sonuç olarak aynı sıcaklık değişimi sonucu meydana gelen enerji farkının alaşımda $\gamma \rightarrow \alpha$ veya $\gamma \rightarrow \alpha'$ martensite dönüşümü meydana getirmektedir. Burada ϵ dönüşümü yapının paramanyetik olduğunu göstermiştir. Bunu Mössbauer Spektrumunun tekli soğurma piki vermesinden anlayabiliriz. α' martensite miktarının artışı ise alaşımda ferromanyetiklik ve antiferromanyetikliğin arttığını göstermektedir. Bu sonucu ise Mössbauer Spektrometresinin altılı pik vermesinden anlayabiliriz [37].

Olson ve Cohen'in (1976) araştırmalarında Fe-Mn-Si alaşımı termal etki ile ϵ türü martensite oluştururken, Fe-Mn-Si-Cr yani Cr katkılı alaşımda termal etki ile ϵ oluştuğu bulunmuştur. Bu alaşımlarda zor etkisi ile ϵ dönüşümü ve α' yapının oluştuğu gözlenmiştir [11]. Sarı, austenite faz martensite dönüşüme uğradığında martensite miktarın artışının şekil hatırlama özelliğini artırdığını göstermiştir [1].

Armağan tarafından yapılan çalışmada; Fe-17,3wt%Mn-4,6wt%Co alaşımı 1200 °C’de 12 saat ısıtılma işlemi tabi tutulduktan sonra musluk suyunda hızlı soğutulan numune incelendiğinde meydana gelen sıcaklık değişiminin martensitik dönüşüm için gereken sürücü kuvveti meydana getirdiği, yapılan SEM incelemelerinde ϵ ve α' martensite yapıların oluştuğunu ve ϵ martensite yapının plakalar oluşturduğunu tespit etmiştir. α' yapıların taneler oluşturduğu gözlenmiştir. Bu yapının Mössbauer Spektrumunda altı pik verdiği bunun sonucunda numunenin ferromanyetik olduğunu göstermiştir [39].

Mohan ve arkadaşları Ni-Fe-Si alaşımında Si katkı miktarı artışına bağlı olarak iç manyetikliğin azaldığını Mössbauer Spektrometre yöntemi ile göstermişlerdir [12].

Sarı ve arkadaşlarının yaptığı çalışmalarda, Fe-Mn-Mo alaşımlarında iki tür dönüşümün meydana geldiği bu dönüşümün madde içi kristal yapıyı ve manyetik yapıyı değiştirdiği saptanmıştır. Martensitik dönüşüm ve madde içi manyetiklik arasında güçlü bir ilişki olduğu açıklanmıştır [15]. Austenite faz paramanyetik özellik gösterirken martensite faz ise ferromanyetik, antiferromanyetik ya da paramanyetik özellik gösterebileceğini açıklamıştır [1].

Bir alaşımda tane sınırlarında özdeş atom dizilimlerinden bahsedilemez çünkü tane sınırları safsızlık, dislokasyon kusurları içerir. Austenite fazdan martensite oluşurken tane boyutları ve tane boyutu şekli termal homojenleştirme süresi, soğutma şekline direkt bağlıdır. Dönüşüm için gereken enerji miktarı Gibbs Serbest Enerjisi olarak ifade edilir [3]. Alaşımlarda kristalografik dönüşüm gerçekleşirken atermal ve izotermal kinetik dönüşüm gerçekleşir. Nishiyama izotermal olarak alaşımın bekleme süresinin daha önce oluşan demir alaşımındaki martensite kristaller olduğunu bulmuştur [2].

Kırındı ve arkadaşlarının Fe-15%Mn-5%Mo alaşımında yaptıkları SEM, TEM ve Mössbauer Spektrometresi incelenmesinde alaşımın ısıya duyarlı karakter ortaya koyduğunu bulmuşlardır. Mössbauer Spektrumlarının dönüşümün α' fazda olduğu, ferromanyetik karakter sergilediğini göstermiş ve ϵ fazında paramanyetik özellikte olduğunu gösterdiler. Mössbauer spektrumları paramanyetiklikten antiferromanyetikliğe geçiş olduğunu göstermektedir [15].

Aycan ise silisyum katkılı alaşımlar üzerinde yaptığı çalışmada; hızlı soğutma işlemi için homojenleştirilerek ısıtılıp ani su verilerek hızlı soğutulan yapı içerisinde çözünen alaşım elementlerinin çökmesinin engellendiğini bularak oda sıcaklığında çözeltide kalması sağlanan alaşım çözeltisinin aşırı doymuş katı çözelti durumuna geldiğini gözlemiştir [16].

Chen ve Chaturvedi, kristal yapılarda çökelmenin meydana getirebileceği durumu incelediler. ilk başlarda tane sınırlarında normal ve katkı sonucu meydana gelen çökeltilerin malzemeler için zararlı olabileceği öngörüsü ile yaptıkları çalışmada, oluşan çökeltilerin malzemenin süne klik ve tokluğunu artırdığını, ısıtıl işlem çeşitlemesi ile modifiyenin arttığını, bunun martensite yapının malzemenin mikro yapısal durumunun güçlendirdiğini bularak bu sonuçların süper alaşımların geliştirilmesine önemli katkılar yapabileceğini buldular. Özellikle tane sınırında oluşan “üçlü kama çökelti çatlağının” sünme aşamasını süre olarak uzattığını buldular. Söz konusu çalışmada yapılan yırtılma zor deneyinde çökelti sınırlarının artmasıyla yırtılma süresinin de arttığı gözlemlendi [18].

Omurtag ve arkadaşları Fe bazlı alaşımda Si elementi katkısının sonuçlarını buldular. Yaptıkları deneylerde Fe bazlı alaşımda kritik Si katkı oranını tespit ederek Si katkının alaşımda elektrokimyasal ve fiziksel yapıyı nasıl etkilediğini ortaya koydular. Yapılan çalışmada alaşım yüzeyinde silisyum ince film tabakasının malzemede kohezyonunu azaltıcı etki yaptığını bulmuşlardır. Madde içi mekanik etkiye ise belli eşikten sonra katkı yapmadığı aksine elektrokimyasal etkiyi azalttığını gösterdi [8].

1.2. Çalışmanın Amacı

Bu tez çalışmasının amacı Fe-15%Mn-5%Mo alaşımında martensitik dönüşümün mikro yapısal ve manyetik özellikler açısından incelenmesi ve alaşıma %2Si ilavesinin bu özellikler üzerindeki etkisinin araştırılmasıdır. Bu doğrultuda Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımlarının mikro yapısal özellikleri incelenmiştir. Isıl homojenleştirme işleminden sonra hızlı soğutma ile austenite yapıda meydana gelen martensitik dönüşüm sonrası mikro yapı ve manyetik

özelliklerindeki değişim her iki numune için SEM, TEM ve Mössbauer Spektrumları yöntemi ile karşılaştırılarak incelendi. Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına %2 Si (% ağırlık) eklenmesi meydana gelen mikro yapısal ve manyetik değişimler belirlendi.



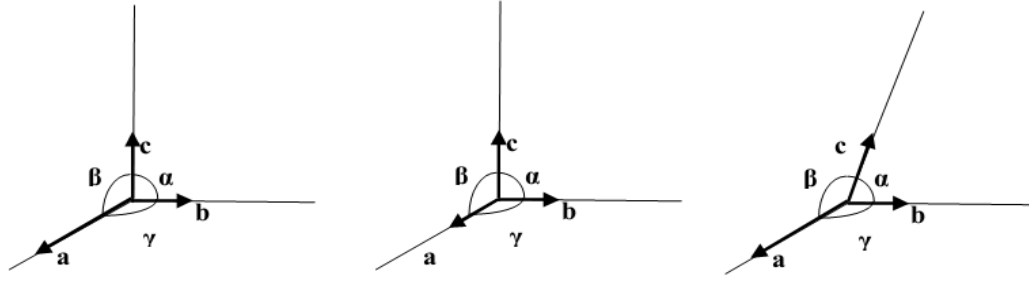
2. GENEL BİLGİLER

2.1. Kristal Yapılar

Hacim, sıcaklık ve basınçla ihmal edilecek kadar az değişen sert maddelere genel olarak katı maddeler denir. Atom ya da molekülleri belli bir düzene göre sıralanmamış maddeler amorf katılar olarak adlandırılır. Bu duruma örnek olarak cam ve plastik verilebilir. Atom, iyon ya da molekülleri belli bir düzene göre istiflenmiş maddelere kristal yapıdaki maddeler denir. Çeşitli mineraller yanında, zümrüt, yakut ve elmas gibi mücevher niteliğindeki kristallerin hem güzelliği hem de ilginç kristaller oluşu insanları bu yapıların morfolojisini incelemeye yöneltmiştir [6,4].

Sarıkaya, Niels Stensen'in 1669 yılında her kuvars kristalinde aynı yüzeylerin olduğunu ve bu yüzeyler arasındaki açıların kristalin büyüklüğünden bağımsız kaldığını tespit ettiğini belirtmiştir. Bir maddenin kristallerinde hep aynı türden yüzeylerin bulunması ve bu yüzeyler arasındaki açıların sabit kalması, sırasıyla, birinci ve ikinci kristalografi yasası olarak bilinmektedir [6].

İdeal bir kristal özdeş yapı taşlarının uzayda sonsuza kadar düzenli bir şekilde dizilişi ile oluşturulur. Basit kristallerde en küçük yapısal birim tek atomlardır. Ancak, en küçük yapısal birim birkaç atom ya da molekül de olabilir. Tüm kristallerin yapısı bir örgü ile tanımlanabilir. Bu örgünün her düğüm noktasında bulunan atom ya da atomlar grubuna baz denir. Bazın uzayda tekrarlanmasıyla kristal oluşur. Kristal, Yunanca'da saydam buz anlamına gelmektedir [6,19].



Şekil 2.1. Kristalin birim vektörleri ve bu vektörler arasındaki açı [6]

Ardı ardına gelen eşdeğer örgü noktaları arasındaki uzaklıklara eşit olan a , b , c , vektörlerine kristalin birim vektörleri denir. Kristal içindeki her hangi bir örgü noktası; n_1 , n_2 , n_3 , birer tam sayı olmak üzere $T = n_1a + n_2b + n_3c$ vektörü ile gösterilir. Şekil 2.1’de gösterildiği gibi a ile b , b ile c , c ile a , arasındaki açılar sırası ile γ , α ve β ile gösterilir. Birim vektörlerin boyları birbirinden farklı olabildiği gibi birbirine eşitte olabilir. Benzer şekilde birim vektörlerin işaretlenme yönünden bağımsız olan γ , α ve β açıları da birbirinden farklı olabilir [6,19].

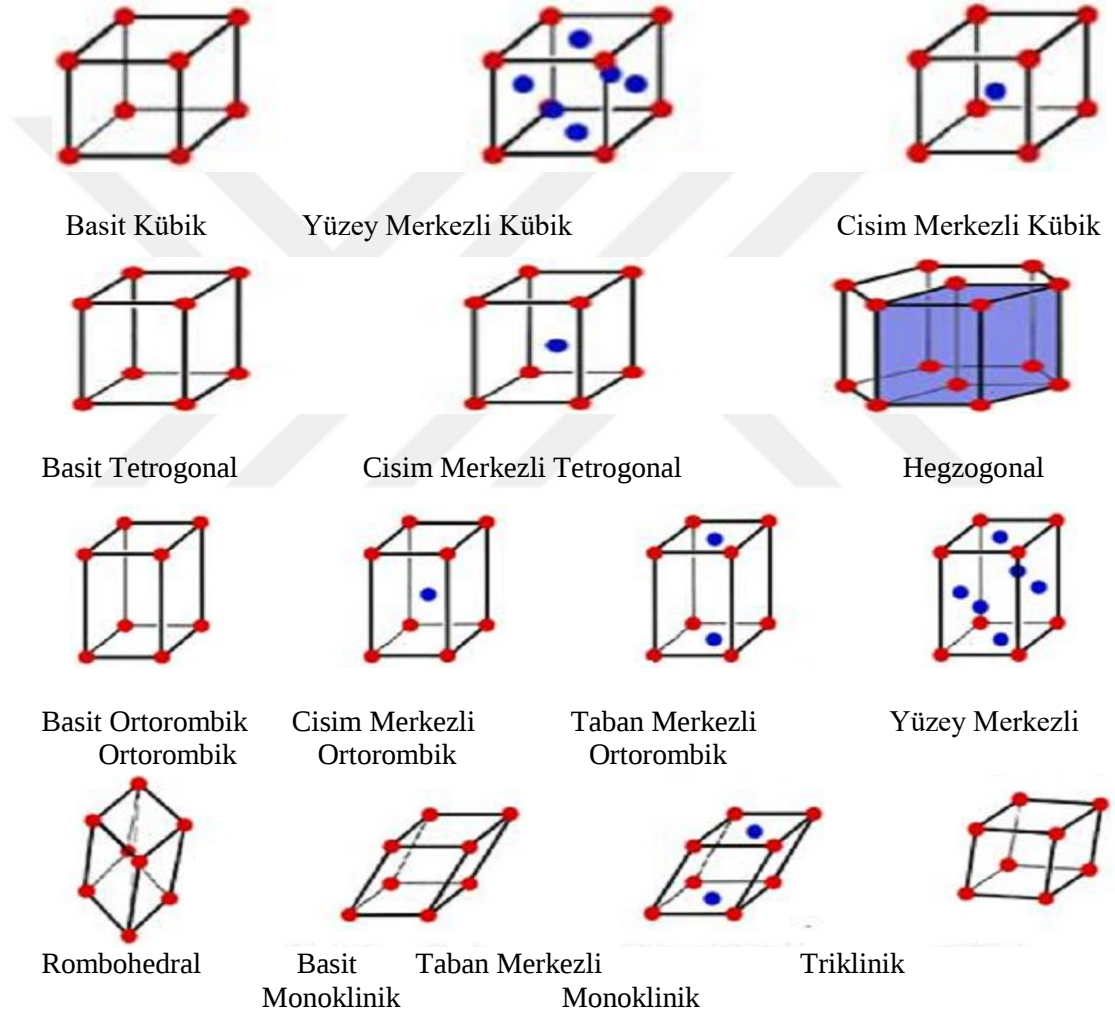
2.2. İlkel Örgü Hücresi ve Kristal Sistemleri

Kristal içinde, köşelerindeki örgü noktalarında birer tanecik bulunan en küçük parçaya veya başka bir şekilde tanımlamak gerekirse a , b , c , ilkel eksenleriyle tanımlanan paralelkenar prizmaya ilkel (birim) hücre denir. İlkel hücre kristal öteleme işlemini tekrarlamak suretiyle tüm uzayı doldurur. Ayrıca minimum hacimli hücredir [6].

İlkel hücrede her zaman bir örgü noktası vardır. Paralelkenar prizma şeklindeki ilkel hücrenin sekiz köşesinde de birer örgü noktası var ise her bir örgü noktası sekiz ilkel hücre tarafından paylaşılacağından hücredeki toplam örgü nokta sayısı bir olacaktır, başka bir deyişle, hücre başına bir örgü noktası düşecektir. Kristalin tüm özelliklerini gösteren en küçük parçasına birim hücre adı verilir [4]. Bazı kristallerde ilkel hücre ile aynı olabilen birim hücre, bazı kristallerde birkaç ilkel hücreden oluşabilmektedir.

İki boyutlu uzayda 5 türlü istifleme olası olduğu halde, Fransız fizikçi Auguste Bravais 1848 yılında üç boyutlu uzayda 14 türlü istiflenmenin (örgü türü)

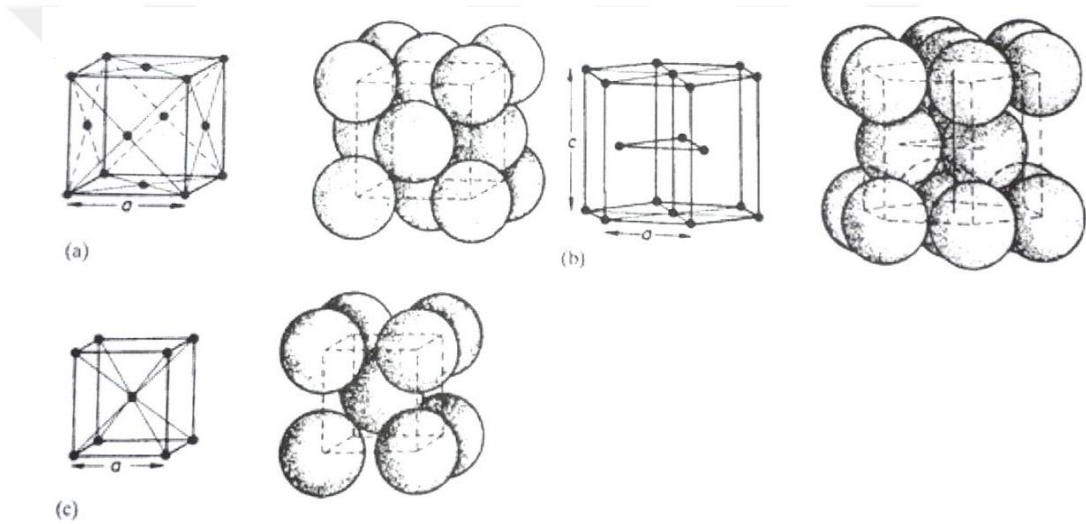
olabileceğini göstermiştir [6]. Bu istiflenmelerle oluşan kristallerin Şekil 2,2’de görülen birim hücrelerine Bravais hücreleri denir. Bu hücrelerin birbirine benzeyenlerin gruplandırılmasıyla 7 kristal sistemi ortaya çıkmıştır [19]. Bu kristal sistemlerinin adları sırasıyla, triklinik, monoklinik, ortorombik, tetragonal, kübik, trigonal ve hekzagonal şeklindedir. Örgü noktalarının sayısı ve konumuna bağlı olarak maddeler basit, yüzey merkezli, taban merkezli, rombohedral ve iç merkezli örgü modelleri içinden birinde kristalleşmektedir. Bu kristal sistemlerine ait şekiller Şekil 2,2’de verilmiştir [6].



Şekil 2.2. Tabiattaki kristal sistemlerine ait modeller [6]

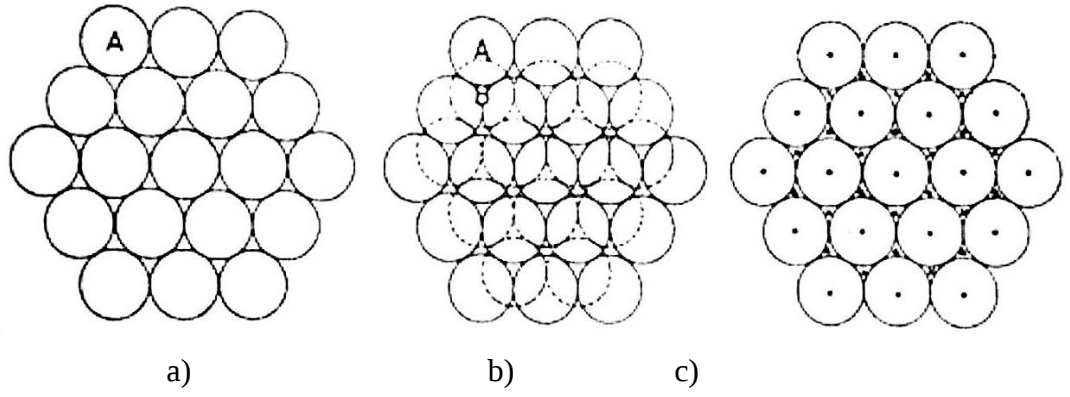
2.3. Metallerde Basit Kristal Yapılar

Metal iyonları çok küçük çapa sahiptir bu çap 0,25 nm mertebesindedir. Bu nedenle 1 mm³ metalde yaklaşık 10²⁰ atom bulunur. Metalik bağ incelendiğinde, iyonların gelişi güzel dağılmadığı, oldukça düzenli bir istif meydana getirdiği görülür. Bu yerleşim öyle ortaya çıkar ki iyonlar bir araya geldiklerinde en küçük hacim oluşturacak şekilde yerleşirler. Sonuçta belirli bir düzen ile ortaya çıkan bu yerleşim metal kristalini ortaya çıkarır. Eğer iyonların oluşturdukları özdeş birim hücreli kristal dikkate alınırsa eşit büyüklükte kürelerin bir araya gelerek en küçük hacim içerisine girmelerinin yalnızca iki yolu olduğu görülür [4].



Şekil 2.3. Metal Kristallerinde atomların yerleşim şekli a) f.c.c.(γ) yapı
b) h.c.p.(ϵ) yapı c) b.c.c.(α') yapıyı temsil eder [4]

Bu iki yerleşim düzeninden birincisi yüz merkezli kübik γ diğeri de sıkı paketlenmiş hegzogonal ϵ yapıdır. Şekil 2,3'te aynı şekilde görülen üçüncü kristolografik oluşum cisim merkezli kübik α' olarak isimlendirilir [19,22]. Bu yerleşimde sıkı paketlenme gözlenmez ancak yine de pek çok metal için bu tür yerleşim söz konusudur. Bu üç türün dışında sayıları az da olsa metal kristallerinde ortorombik (galyum, uranyum) tetragonal (indiyum, paladyum) ve rombohedral kristal yapılarına da rastlanır [4,6].



Şekil 2.4. a) Bir sıkı paket düzlemde atomların yerleşimi b) İki sıkı paket düzlemin yerleşimi c) Ardışık düzlemlerin yığılması [34]

Şekil 2.4.'teki modellemeler incelendiğinde;

- i. Üçüncü tabakadaki küreler ikinci tabaka kurulurken işgal edilmemiş olan birinci tabakadaki boşlukların üstüne gelecek şekilde yerleşir. Bunun sonucu olarak γ yapı oluşur.
- ii. Üçüncü tabakadaki atomlar birinci tabakadaki atomların üstüne gelecek şekilde yerleşir ve bunun sonucu olarak da ϵ yapı oluşur.

Bu kristal modeller dikkate alındığında bir ϵ yapıda atomların yığılma düzeni ABABAB... veya ACACAC... şeklinde iken γ yapıda bu düzen ABCABC... şeklinde olacaktır. Cu, Al, Fe(γ), Au gibi bazı metaller yüz merkezli kübik γ yapıda kristalleşir [6,4,22].

2.4. Kristal Doğrultu ve Düzlemleri (Miller İndileri)

Kristal birim vektörleri uzatıldığında kristal eksenleri ortaya çıkmaktadır. Kristal düzlemlerinin bazıları bu kristal eksenlerinden birini, bazıları ikisini ve bazıları da üçünü birden kesmektedir [6,22].

Haüy'a göre eksenleri kesme konumlarını m, n, p şeklinde vererek kristal düzlemlerini tanımlamıştır. Düzleme bağlı olarak m, n, p sayıları artı ya da eksi birer

tam sayı olabileceği gibi sonsuzda olabilmektedir. İngiliz mineral bilimci William Hallowes Miller tarafından m, n, p sayılarının tersleri alındı ve terslerinin paydaları eşitlenecek şekilde bu kesirler genişletildi. Kesirlerin paydaları eşitlendikten sonra paylarda ortaya çıkan sayılar h, k, l sayıları olarak tanımlandı. Kristal düzlemlerinin belirtilmesinde bugün kullandığımız Miller indisleri hkl şeklinde tanımlanmıştır [6,4].

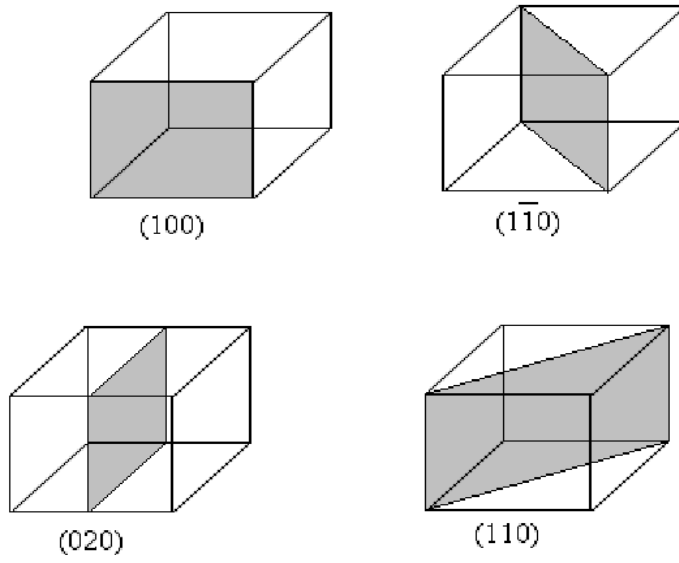
Örneğin, birim vektörleri a, b ve c olan kristal eksenlerini $(1/2)a$, $(2/3)b$ ve $(1/4)c$ uzaklıklarda kesen düzlemin Haüy indisleri $1/2$, $2/3$ ve $1/4$ 'tür. Terslerini alırsak; $2/1$, $3/2$, $4/1$ elde edilir. Paydalar eşitlenecek şekilde kesirler genişletilirse $4/2$, $3/2$, $8/2$ elde edilir. Buradan hkl sayıları (Miller indisleri) 438 olarak tespit edilir. Eğer bir düzlem kristal eksenlerinden birini sonsuzda kesiyor ise $1/\infty = 0$ olur. Kesim noktalarından biri eksi ise yani negatif tam sayı ise Miller indisleri (hkl) şeklinde gösterilir [6].

Miller indisleri bir düzlemi veya birbirine paralel tüm düzlemleri belirtebilir. Kübik kristalin altı yüzünün indisleri (100), (010), (001), (100), (010), (001) şeklindedir. Simetri açısından birbirine eşdeğer olan düzlemlerin indisleri $\{h\}$ olarak gösterilir. Yani kübik kristalin altı yüzü kısaca $\{100\}$ olur. Kristalin içinde bir yön, o yöndeki bir vektörün bileşenleri arasındaki orana sahip en küçük tamsayılar üçlüsü [] ile belirtilir. a vektörünün yönü [100], -b vektörünün yönü [010] olur. Şekil 2.5.'te kübik kristalde bazı önemli düzlemlerin indisleri verilmiştir [19,22].

Art arda gelen özdeş düzlemler arasındaki uzaklık, kristalin birim vektörlerinin a, b ve c uzunluklarına, eksenler arasındaki γ , α ve β açılara hkl Miller indislerine bağlı olarak ve birim hücrenin hacmi V olmak üzere, geometrik yoldan genel olarak;

$$d_{hkl} = [h^2 b^2 c^2 \sin^2 \alpha + k^2 a^2 c^2 \sin^2 \beta + l^2 a^2 b^2 \sin^2 \gamma + 2hlab^2 c(\cos \alpha \cos \gamma - \cos \beta) +$$

$$2hkabc^2 (\cos \alpha \cos \beta - \cos \gamma) + 2kla^2 bc(\cos \beta \cos \gamma - \cos \alpha)]^{-1/2} \quad (2.1)$$



Şekil 2.5. Kübik kristal de bazı düzlemlerin indisleri

Eşitliği ile elde edilir. Kübik, tetragonal ve ortorombik kristal sistemleri için bu uzaklıklar birim vektör uzunlukları ve Miller indislerine bağlılıkları, $\alpha = \beta = \gamma = 90$ olduğundan, sırasıyla;

$$1/d_{hkl}^2 = (h^2/k^2 + l^2)/a^2 \quad (2.2)$$

$$1/d_{hkl}^2 = (h^2+k^2)/a^2 + l^2/c^2 \quad (2.3)$$

$$1/d_{hkl}^2 = h^2/a^2+k^2/b^2 + l^2/c^2 \quad (2.4)$$

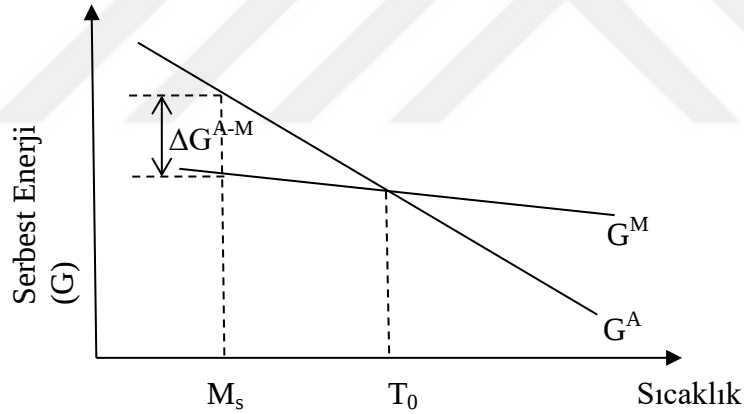
biçiminde yazılır [19,22].

3. MATERYAL ve YÖNTEM

3.1. Austenite ve Martensitik Faz Dönüşümlerinin Genel Karakteristiği

Katı hal faz dönüşümü olan matensite faz dönüşümünü 1895 yılında Alman metalograf Adolf Martens çelikte gözlemiştir. Bu durumun kristallerde ve diğer minerallerde de gözlenebileceği ortaya çıkarılmıştır [1].

Martensitik dönüşümler kristal yapıdaki atomların komşuluklarını değiştirmeksizin yeniden düzenlenmesi şeklinde ortaya çıkan difüzyonsuz faz dönüşümüdür. Dönüşüm metal ya da alaşım ana fazda iken sıcaklığın hızla düşürülmesi ya da dış zor etkisi ile meydana gelir. Termal etkili bir martensitik dönüşümün başlayabilmesi için austenite kristal sıcaklığı her iki fazın kararlı halde bulunduğu denge sıcaklığının altına düşürülmelidir [10].



Şekil 3.1. Austenite ve Martensite Fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi [1]

Ana faz T_0 sıcaklığında termodinamik dengededir. Materyal bu sıcaklıktan atomların difüzyon oluşturacak biçimde yer değiştirmeyecekleri bir hızla soğutulduğunda kritik bir M_s sıcaklığından sonra ana faz içerisinde ürün faz oluşmaya başlar. Dönüşümün başladığı bu M_s sıcaklığına martensite başlangıç sıcaklığı denir. Şekil 3,1'de bu

sıcaklıkta T_0-M_s sıcaklık farkı fazlar arası kimyasal serbest enerjiyi oluşturur. Bu enerjide dönüşümün başlaması için gereken sürücü kuvveti doğurur [1,7].

Mekanik zor ile faz değişimi arasında önemli bir ilişki vardır. Uygulanana zor martensite oluşumunu kolaylaştırır buda sürücü kuvveti küçültür. Burada M_s sıcaklığının yükseltip austeniteye dönüşüm sıcaklığı olan A_s 'nin $M_s - A_s$ aralığını daraltır. Mekanik zor martensite başlama sıcaklığını ve dönüşen hacim miktarını artırır. Martensitik dönüşüm sonraki çalışmalarda çekirdeklenme ve büyüme kristalografik değişimden ayrı incelenerek iki grupta toplanmıştır [1].

Martensitik dönüşümler ilk olarak su verilmiş çeliklerin iç yapısında gözlemlenmiştir. Çelik bir malzemeye yüksek sıcaklıkta austenitik fazdan su verilirse martensit meydana gelmektedir. Kübik yüzey merkezli γ austenit bölgeler, kübik hacim merkezli α' ya da tetragonal hacim merkezli α kafeslere sahip mercek veya tabak şeklindeki bölgelere dönüşmektedir [2]. Böyle dönüşümlerle ortaya çıkan kristaller “martensite”, atomik difüzyonsuz kafes dönüşümleri ise “martensite dönüşümler” olarak isimlendirilmektedir [2,4]. Martensitik dönüşümsel değişik şekiller oluşturabilir. Bu martensite şekiller iğne yapıda, plaka, yığılma topaklanmaya benzer şekiller oluşturur. Martensite dönüşüm austenite yapıdan dönüşerek oluşabildiği gibi dönüşüm sonrası deformasyon ısı ile homojenize, zor, zorlama, dövülme gibi hallerde de bu martensitik dönüşümü ifade eden şekiller oluşabilir. Difüzyonsuz martensitik dönüşümler çelik dışında pek çok metal, alaşım ve bileşiklerde de gözlenmektedir. Martensitik dönüşüm difüzyonsuzdur [2,4,6]. Dönüşüm sonrasında belirli bir miktarda şekilsel değişim veya yüzeysel gevşeme gözlemlenir. Martensit faz içerisinde çözünen atomların derişimi, ana fazda çözünen atomların derişimine eşittir [4].

Ötektoid dönüşümlerde görülen uzun mesafeli difüzyon olayı görülmez [24]. Mikroskobik şekil değişimlerine neden olan bir kafes çarpılması söz konusudur. Ana faz ve martensit faz kafesleri arasında belirli bir yönelim ilişkisi ve habit düzlemleri vardır. Kafes hatalarının varlığı martensit kristallerinde kaçınılmazdır [24,25].

Sürekli bir madde kristal özellikleri ve atomların düzenlenişi kendi içinde homojen olan ve fiziksel olarak maddenin diğer kısımlarından ayrılan her bölge faz olarak tanımlanır [4]. Metaller ve metal alaşımları farklı fiziksel koşullarda farklı fazda bulunur. Metalin denge durumundaki bir fazdan diğerine geçiş faz dönüşümü olarak

adlandırılır. Faz dönüşümleri de atomların komşuluklarını değiştirerek yaptıkları yer değiştirme difüzyonsuz meydana gelir. Atomların komşuluklarını değiştirerek yaptıkları yer değişimine difüzyonlu faz dönüşümü denir [6].

Faz dönüşümüne sıcaklığın hızlı bir şekilde düşürülmesi veya yükseltilmesi sebep olduğu gibi dışarıdan uygulanan mekanik zorun etkisi de faz dönüşümü meydana getirir. Bu dönüşüm esnasında dönüşmüş ve dönüşmemiş bölgelerin sadece kristal yapıları değişir [2,6].

Martensit faz içerisinde çözünen atomların derişimi, ana fazda çözünen atomların derişimin eşittir. Ötektoid dönüşümlerde görülen uzun mesafeli difüzyon olayı görülmez [24]. Mikroskobik şekil değişimlerine neden olan bir kafes çarpılması söz konusudur. Ana faz ve martensit faz kafesleri arasında belirli bir yönelim ilişkisi ve habit düzlemleri vardır [25].

3.2. Demir Bazlı Alaşımlarda Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri

Fe bazlı alaşımlar yaklaşık olarak 1538 °C’de erir. Havasız ortamda oda sıcaklığına soğutulurken yaklaşık 900°C civarında yüz merkezli kübik γ yapıda kristalleşir. Alaşımın bu fazına austenite adı verilir. Austenite fazdaki alaşım uygulanan fiziksel etkenlerle hacim merkezli tetragonal α sıkı paketlenmiş hegzagonal ϵ veya hacim merkezli kübik α' kristal yapıya dönüşür. Alaşımın bu fazına martensite adı verilir [2,4].

Martensite oluşumuyla ilgili çekirdeklenme ve dönüşüm modelleri dislokasyon gruplarından oluşan martensite kristal çekirdeklerinin ana faz yani austenite içerisindeki kristal yapı bozukluklarından oluştuğu varsayılmış ve daha sonra bu durum deneysel gözlemlerle kanıtlanmıştır [4,20].

Dislokasyon türü çizgisel yapı kusurlarından oluşan martensite çekirdekleri dönüşümün başlarında ana austenite yapı içerisinde gelişi güzel dağılımlı (heterojen) bir şekilde ortaya çıkar. Dönüşüm ilerledikçe bu çekirdekler büyüyüp üç boyutta genişleyerek austenite yapıdan martensite yapıya faz dönüşümü gerçekleştirir [21].

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. Fe-Ni-Mn alaşımında yapılan bir çalışmada dönüşümden sonra austenite miktarının %81,2'lik kısmının martensite yapıya dönüştüğü bulunmuştur [23].

Metal alaşımlarda kütlece en fazla kullanılan metale alaşımın bazı, yapısında kütlece en fazla demir kullanılan alaşımlara ise demir bazlı alaşım denir. Özellikle demir bazlı alaşımlarda oluşan martensite kristalleri dönüşüm kristalleri dönüşüm koşullarına bağlı olarak geniş çeşitlilik gösterir [24]. Gerek yapısal gerekse kristalografik açıdan demir bazlı alaşımlarda oluşum mekanizmasını genel modellerle eksiksiz açıklamak henüz başırlanmamış bir konudur. Kristalografik teoriler faz dönüşümü sırasında şekil bozulmasını açıklarken önce homojen örgü zorlaması, sonra kristal örgüyü bozmadan oluşan heterojen özellikli bir zorlamanın varlığını öngörürler. Bu çeşit homojen zorlama ana fazın kristal birim hücrelerini ürün fazın birim hücrelerine dönüştürür. Doğal olarak bu tür bir dönüşüm kristal yapıda bozulmamış bir ara yüzün varlığını sağlayamaz. Yapılan gözlemler böyle bir ara yüzün var olduğunu gösterdiği için ikinci bir zorlanma gerçekleşmiş olması gerekir. Bu ikinci zorlanma, ikizlenme (twinning) veya kayma (slip) gibi birim hücreyi bozmadan hacimsel yapı bozukluğu oluşturan bir durumdur. Yapılan mikroskopik gözlemler bu tür oluşumların varlığını baştan beri kanıtlamıştır [4,19,24].

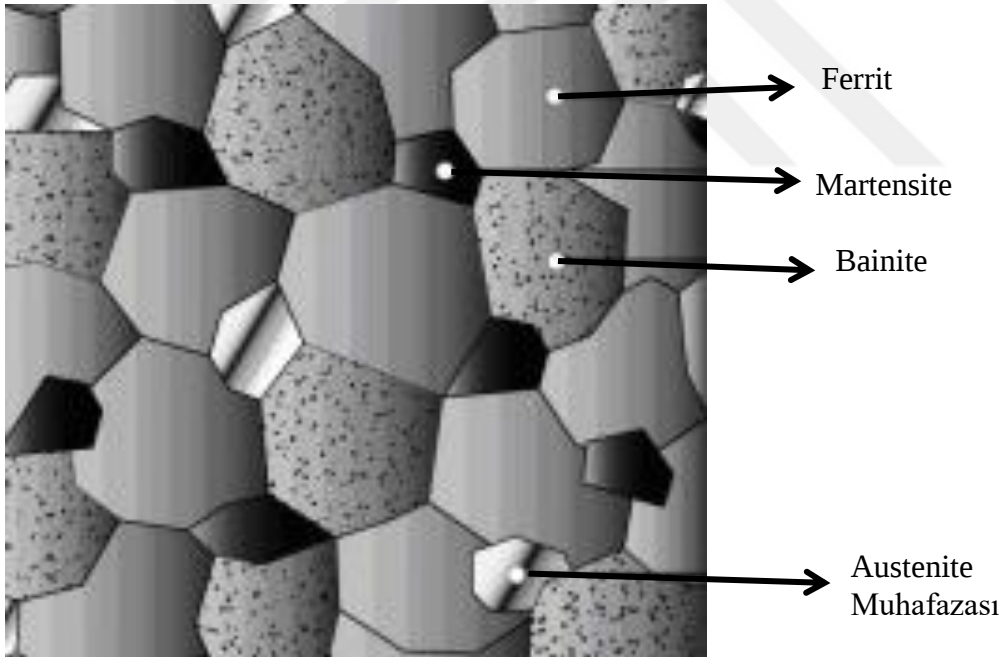
Bilindiği gibi austenite-martensite faz dönüşümünün oluşumunu gerçekleştiren etken, iki faz arasındaki serbest enerji farkıdır [1]. Bu fark bir sürücü kuvvet ortaya çıkarır bu şekilde dönüşüm meydana gelir. Hem sıcaklık, hem de dış zor yapıyı aynı anda etkilerse yine aynı geçiş olabilir. Kısaca yapısal olarak tek bir alaşımda aynı tür dönüşümlerin ne kadar farklılıklar ortaya koyabileceği görülmektedir [27].

3.3. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri

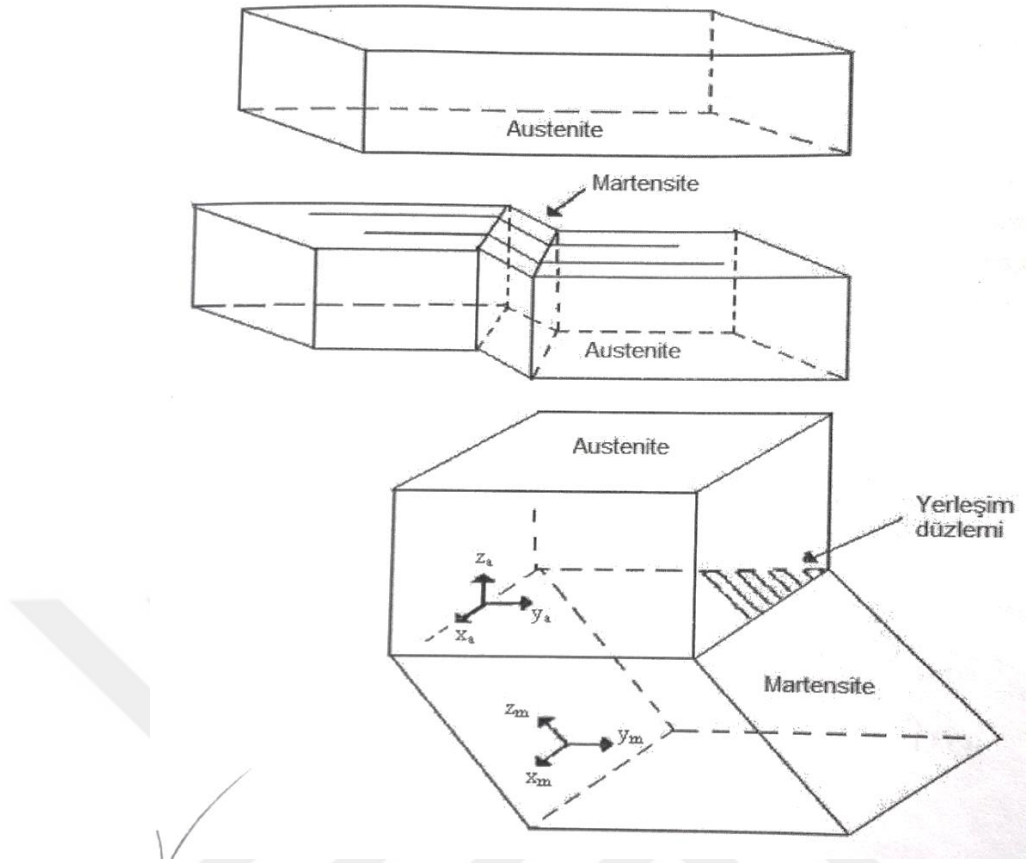
Austenite-martensite faz dönüşümlerinin düfzyonsuz olması sebebiyle dönüşümden sonra kristalografik olarak bir çok değişik oluşum meydana gelir. Dönüşüm

koşullarına bağlı olarak Fe bazlı alaşımlarda oluşan martensite kristalleri çok geniş yapısal çeşitlilik gösterir. Yapısal ve kristolografik açıdan Fe bazlı alaşımlarda bile oluşum mekanizmasını genel modeller ile açıklamak henüz başarılammıştır [28].

Martensitik faz dönüşümünde atomlar komşuluklarını koruyarak yer değiştirirken kristolografik olarak tüm yapı bir yapıdan başka bir yapıya geçer. Yapının değişmesi ile austenite-martensite 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 [2]. Şekil 3,3'te austenite ve martensite yapıları arasındaki alışım düzlemi görülmektedir. Dönüşümden sonra meydana gelecek mikroskobik değişime kristalin dış yüzeyinden de Şekil 3,2'de gözlenebilir.



Şekil 3.2. Çelik alaşımında Bainite Martensite ve Austenite fazın genel görünümü



Şekil 3.3. Austenite dönüşümde kristallerde ortaya çıkan Martensite alışım düzlemi [35]

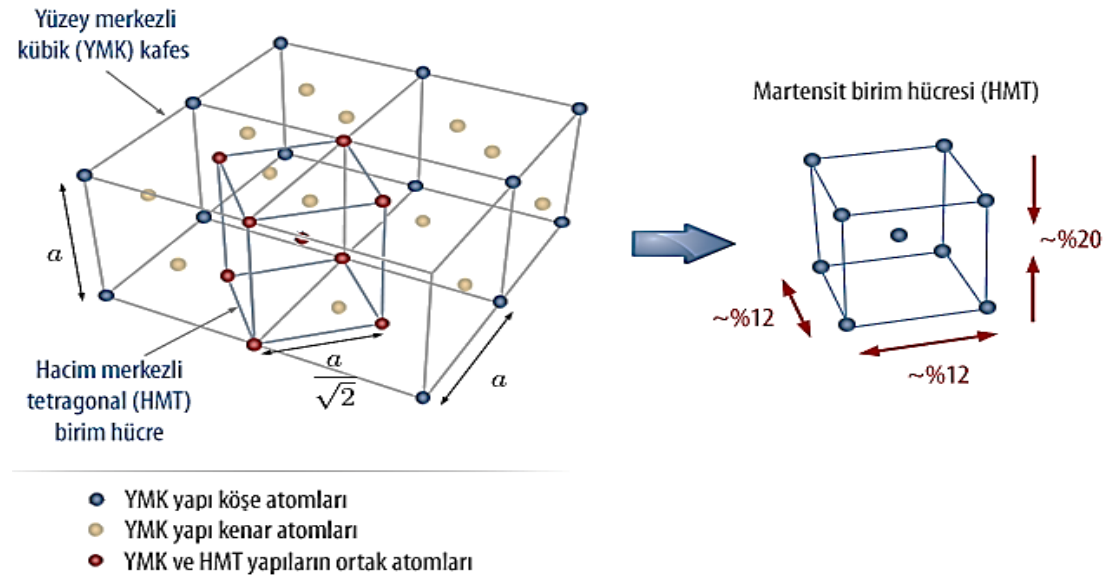
Martensitik faz dönüşümleri bir kristalografik yapıdan diğerine dönüşme şeklinde gerçekleşir. Genelde γ yapıdan α' veya ϵ yapıya ya da α' yapıdan ϵ yapıya dönüşme şeklindedir. Bu dönüşümlerden en çok bilinen Fe bazlı alaşımlarda görülen γ yapıdan α' dönüşme şeklinde gerçekleşir. Bu dönüşüm kristalografik olarak keme (shear) mekanizması ile gerçekleşir. Dönme sonucunda ana ve ürün kristal yapıların bazı düzlem ve doğrultuları arasında belirli açılar gözlenir. Bu ilişki kristalografik dönme bağıntısının ortaya çıkmasına sebep olur [2,24].

Martensitik dönüşümün kristalografisi üzerine teorilerin çıkış noktası düzlem zorlanması olmuştur. Dönüşüme ait kristalografik özellikler ancak değişmeyen düzlem zorlanması ile tanımlanabilmiş ve yönelim bağıntıları, habit düzlemleri, şekil değişimi ve dönüşüm karakteristiğini açıklamıştır. Martensitik dönüşümde atomların birlikte hareketi sonucu ana ve ürün kristaller arasındaki ara yüzeyin yüksek derecede koherent olmasını gerektirir. Bu durumda ara yüzey bozulmamış ve

dönüşmemiş düzlem olarak kalır. Bu şartları sağlayan değişmeyen düzleme (invariant) değişmeyen düzlem, bu deformasyonda değişmeyen düzlem zorlaması (invariant-plane strain IPS) olarak adlandırılır. Bu şekilde iki tür deformasyon tanımlanabilir. Bunlar kayma hareketi ve mekaniksel ikizlenme şeklinde isimlendirilir [2,30].

3.4. f.c.c.(γ) – b.c.c.(α') Faz Dönüşümü

İlk kristalografik dönüşüm modeli 1924 yılında Bain tarafından verilmiştir. Bain $\gamma \rightarrow \alpha'$ dönüşümünü açıkladığı bu modelde austenite kristal α birim hücre ile gösterilir. Bir homojen deformasyon sonucu α' hücreye dönüşebilir.



Şekil 3.4. f.c.c.(γ) $\rightarrow$ b.c.c.(α') martensitik dönüşümü için Bain Distorsiyonu [31]

Bu dönüşüm γ örgünün ana eksenlerinden biri boyunca ($[001]_f$) yaklaşık %20 kadar bir büzülme ve bu eksene dik diğer eksen boyunca düzenli bir şekilde yaklaşık olarak %12 kadar bir uzama sonucu meydana gelir [4,19,31].

Bain distorsiyonu göz önüne alındığında dönüşüm öncesi başlangıç örgü noktaları arası uyum tek bir yolla tayin edilir. Bu duruma Bain uyumu denir. Bir γ yapıda

$[X_1, X_2, X_3]_f$ örgü vektörlerine uyan α' yapıdaki örgü vektörü $[X_1, X_2, X_3]_b$ olsun, Bain uygunluğuna göre her bir örgü vektörünün bileşenleri arasında,

$$(X_1)_b \cong (X_1 - X_2)_f, (X_2)_b \cong (X_1 + X_2)_f, (X_3)_b \cong (X_3)_f \quad (3.1)$$

bağıntıları mevcuttur. Bu ifadeler,

$$\begin{bmatrix} X_1 \\ X_2 \\ X_3 \end{bmatrix}_b = \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} X_1 \\ X_2 \\ X_3 \end{bmatrix}_f \text{ veya tersi } \begin{bmatrix} X_1 \\ X_2 \\ X_3 \end{bmatrix}_f = \frac{1}{2} \begin{bmatrix} 1 & 1 & 0 \\ \bar{1} & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} X_1 \\ X_2 \\ X_3 \end{bmatrix}_b \quad (3.2)$$

Şeklinde olmak üzere bir matris formunda ifade edilir. Örgü düzlemleri arasındaki uyum ise:

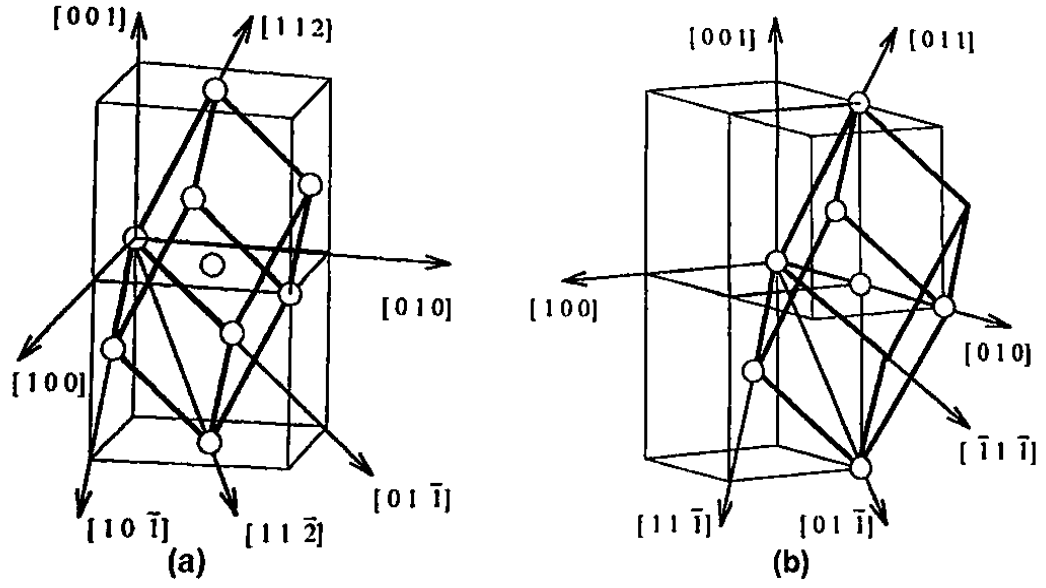
$$(h_1 \ h_2 \ h_3)_b = (h_1 \ h_2 \ h_3)_f \frac{1}{2} \begin{bmatrix} 1 & 1 & 0 \\ \bar{1} & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{bmatrix} \quad (3.3)$$

veya tersi olan;

$$(h_1 \ h_2 \ h_3)_f = (h_1 \ h_2 \ h_3)_b \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.4)$$

Şeklinde verilir. Burada (3x3) tipindeki kare matrisler Bain Uyum Matrisleri olarak bilinir [2,1].

1950'li yıllarda Wechler, Lieberman ve Read (WLR) tabir edilen kristal örgü teorisini, Bowles ve Mackenzie (BM) diye adı koyulan kristalografik teorileri ortaya atmışlardır. Bu teorilerin matematiksel yaklaşımları farklı olmakla beraber esas itibarıyla özdeştir [1].



Şekil 3.5. a) f.c.c.(γ) kristal yapı b) b.c.c.(α') kristal yapı [2]

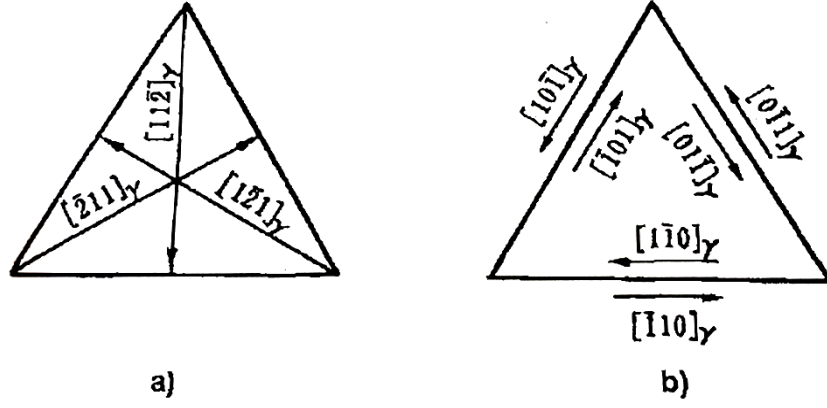
Fe-C alaşımlarında Kurdjmov ve Sachs (K-S) tarafından önerilen dönme bağıntısı;

$$(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha}, [101]_{\gamma} // [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha} \quad (3.5)$$

Şeklinde yazılır. İki örgü arasındaki paralele doğrultular aynı zamanda Burgers vektörüne paraleldir. Fe-Ni alaşımında iki yapı arasındaki ilişki;

$$(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha}, [112]_{\gamma} // [0\bar{1}1]_{\alpha} \quad (3.6)$$

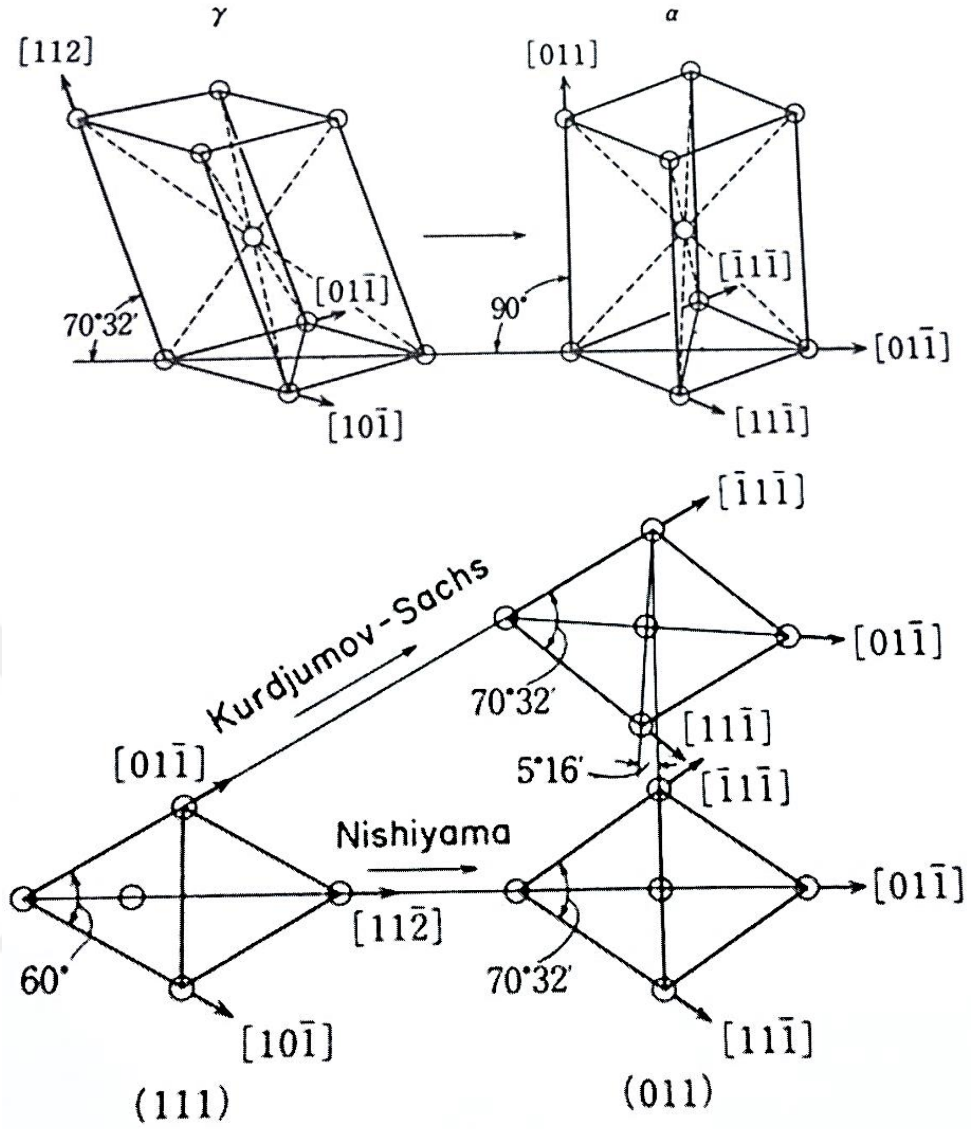
Şeklinde verilir. Bu yönelim ilişkisi Nishiyama (N) ilişkisi olarak bilinir. N ilişkisinde $(111)_{\gamma}$ düzlemi en az dört düzlemden birisine paralellik gösterir.



Şekil 3.6. (111) γ düzlemindeki kesme doğrultuları a) Nishiyama b) Kurdjimonov-Sachs ilişkisi [2]

Belirtilen bu yönelim ilişkileri alaşım kompozisyonu ile değişir. Şekilde 3.6. a)'da görüldüğü gibi bir düzlemde en az üç doğrultu seçilebilir. Böylelikle α kristal γ kristal yapısı içinde 12 farklı yönelime sahip olabilir. K-S ilişkisinde ise dört çeşit düzlem kıyaslanabilir. Fakat bir (111) γ düzleminde eşdeğer altı kayma doğrultusu yer alır. Ve Şekil 3,6. b'de gösterildiği gibidir. Oluşan bu üç çift kayma doğrultularında çiftleri oluşturan kayma doğrultuları birbirine zıttır [32,33].

Şekil 3,6'da verilen γ ve α' birim hücreleri göz önüne alınarak kesme mekanizmalarını açıklayabilmek için γ yapıdan α' 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 [34].



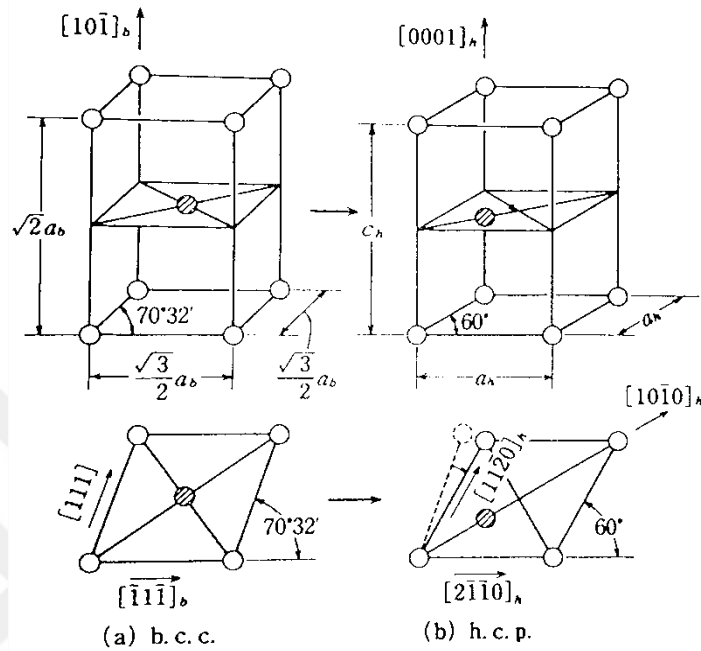
Şekil 3.7. Kurdjumov-Sach ve Nishiyama'nın ileri sürdükleri dönüşümlerin kesme mekanizmaları arasındaki ilişki [2]

Şekil 3,7'de gösterildiği gibi K-S ilişkisinde 24 değişik durum vardır. (a) yapısından elde edilen K-S yönelimleri N bağıntısından elde edilen yönelimlerden sadece $5,16^\circ$ farklıdır [1,2].

3.5. b.c.c.(α') – h.c.p.(ϵ) Faz Dönüşümü

Bu tür martensitik dönüşüm Li, Ti, Zr, Hf, gibi metal ve metal alaşımlarında görülür.

İlk olarak Zr metalinde gözlenmiştir.



Şekil 3.8. Burgers tarafından önerilmiş olan b.c.c.(α')→h.c.p.(ϵ) dönüşümünde kesme mekanizması [2]

Burgers tarafından tanımlanan model bu dönüşümü açıklamak en geçerli yoldur. Burgers tarafından verilen kristalografik modele göre α' yapıdan ϵ yapıya dönüşüm iki adımda oluşmaktadır. Şekil 3.8. a'da birinci adımda α' yapının $[111]$ doğrultusu boyunca bir kesme ve ikinci adımda da α' yapının (110) düzleminde kayma ile ϵ yapıya dönüşüm gerçekleşir. Burgers tarafından önerilen dönme bağıntısı da;

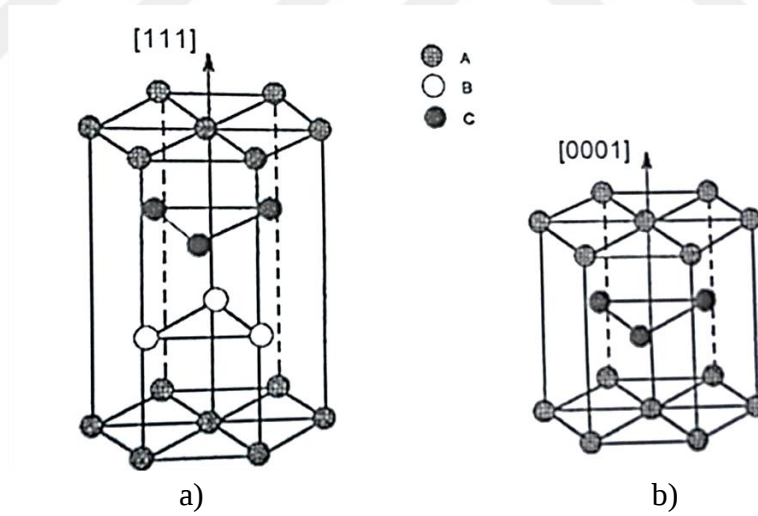
$$(110)_{b.c.c.} // (0001)_{h.c.p.}, [101]_{b.c.c.} // [1120]_{h.c.p.} \quad (3.7)$$

olarak yazılır [2,4].

3.6. f.c.c.(γ) – h.c.p.(ϵ) Faz Dönüşümü

γ - ϵ türü martensite ϵ faz dönüşümü ana faz austenite yapı içindeki sıkı paket düzlemlerinin yerleşimi ile yakından ilişkilidir. Dönüşümü daha kolay açıklayabilmek için γ ve ϵ yapıları arasındaki ilişki incelenir. γ ve ϵ yapılar sıkı paketlenmiş düzlemlerden meydana gelir. Bu iki yapının sıkı paketlenmiş düzlem ve doğruları birbirine paralel olarak yerleşir [32].

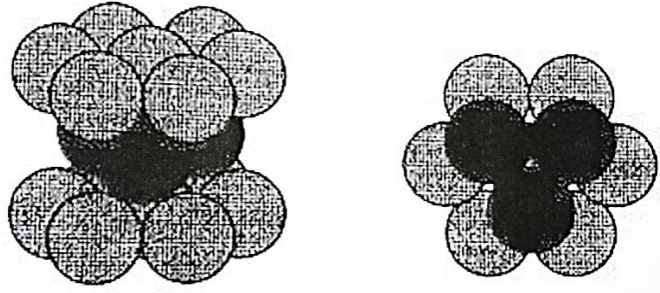
Şekil 3,9'da görülüşü gibi γ yapının sıkı paket düzlemleri olan $\{111\}$ düzlemindeki atomları sırası ile A, B, C, ... olarak tanımlarsak D tabakasındaki atomlar A tabakasındaki atomlarla özdeştir. Böylece γ yapıda kristalleşen bir yapının $\{111\}$ düzlemlerinin tabaka sıralanışının ABCABC... şeklinde olduğu görülür. γ hücresinin $\langle 111 \rangle$ doğrultusu ϵ hücresinin $\langle 0001 \rangle$ doğrultusuna paralel olacak şekilde γ ve ϵ yapılarının gösterimi şekil 3.9'da verilmiştir. Hekzagonal sıkı paketlenmiş bir metalde ikinci tabaka üzerindeki atomlar birinci tabakadaki boşlukların üzerinde ve üçüncü tabakadaki atomlar ise birinci tabakadaki atomlar üzerindedir [19].



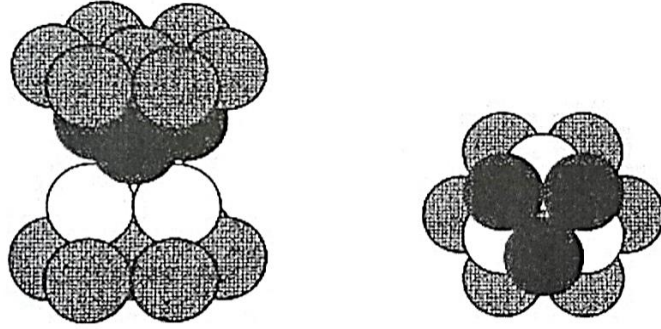
Şekil 3.9. a) f.c.c.(γ) yapının $\langle 111 \rangle_{f.c.c.}$ doğrultusunun b) h.c.p.(ϵ) yapının $\langle 0001 \rangle_{h.c.p.}$ doğrultusuna paralel olacak şekilde gösterimi [19]

Hekzogonal bir yapıda ardışık tabakaların yığılma sırası ACACAC... şeklinde gösterilir. γ , ϵ her ikisi de sıkı paketlenmiş yapı olup aralarındaki tek fark aralarındaki

tabakaların yığılma sırasıdır. Şekil 3.10 ve Şekil 3.11’de ϵ ve sıkı paketlenmiş γ yapılarda atomların yığılma sırası şematik olarak kürelerle gösterilmiştir.

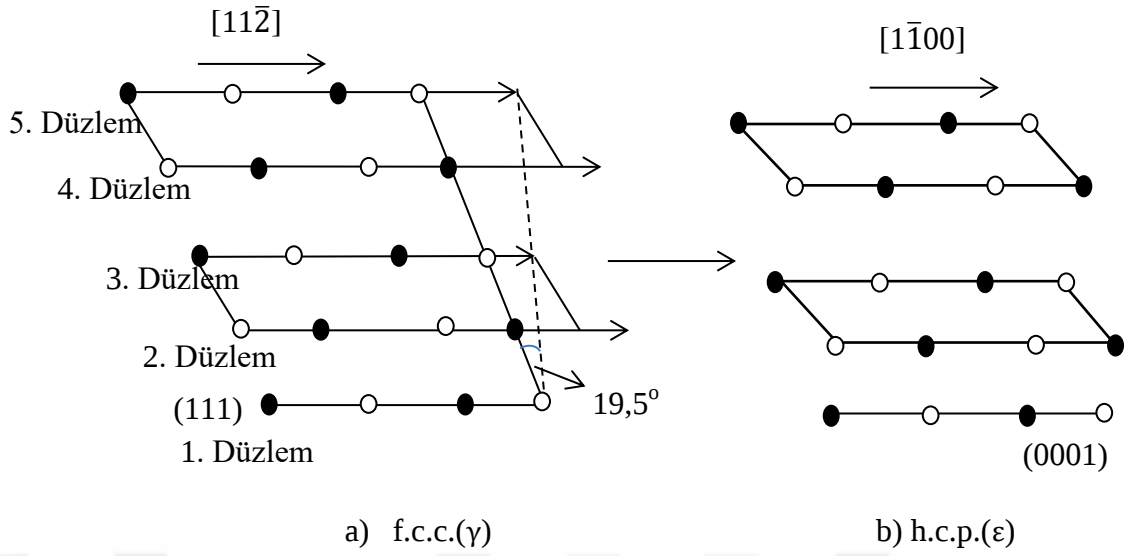


Şekil 3.10. h.c.p.(ϵ) kristal yapının kürelerle şematik gösterimi [2]

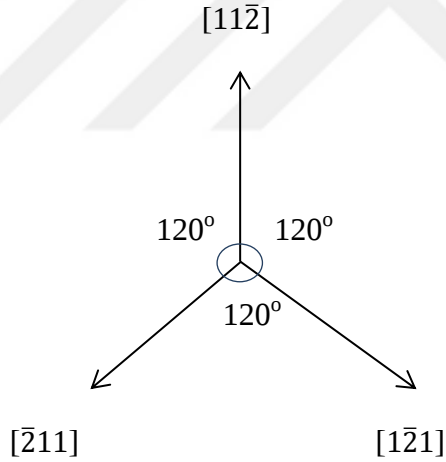


Şekil 3.11. Sıkı paketlenmiş f.c.c.(γ) kristal yapının kürelerle şematik gösterimi [2]

İlk olarak ϵ türü Martensite Co metalinin yüksek sıcaklıklarda γ yapıdan yavaş soğutma ile ϵ yapıya dönüşümü sırasında gözlenmiştir. ϵ türü Martensite ile austenite yapı olan γ arasındaki yönelim ilişkisi olarak verilir. Bu yönelim ilişkisi Shoji-Nishiyama (S-N) ilişkisi olarak isimlendirilir [2].



Şekil 3.12. f.c.c.(γ) $\rightarrow$ h.c.p.(ϵ) dönüşüm mekanizması [2]



Şekil 3.13. f.c.c.(γ) $\rightarrow$ h.c.p.(ϵ) dönüşümünde üç çeşit kesme doğrultusu [2]

Şekil 3.11 ve Şekil 3.12’de iki fazın atomik yer değiştirmeleri $[1\bar{1}0]$ ve $[11\bar{2}0]$ doğrultularında gösterilmiştir. Bu şekilde kapalı ve açık dairelerin atomik düzlemdeki yerleşimleri gösterilmiştir. Şekil 3.12’de görüleceği gibi birbirini izleyen γ yapıdan ϵ martensite yapıya dönüşüm sırasında $(111)_{f.c.c.}$ düzlemi ile bitişik iki

düzlem $[11\bar{2}]_{f.c.c.}$ doğrultusunda $a/\sqrt{6}$ (a örgü parametresi olmak üzere) kadar yer değiştirmiştir γ örgüsündeki bu kesme miktarı $19,5^\circ$ 'dir [2,28,33].

3.7. Martensitik Dönüşümlerin Oluşmasında Etkenler

Bir katıda atomik dizilimler bir takım kusurlar içerir. Bu durum ısı, dış zor, ve basınç gibi dış mekanik etkilerle ortaya çıkar [6,4]. Oluşan kusurlar noktasal, çizgisel, iki boyutlu yüzeysel ve üç boyutlu hacimsel kusurlar olmak üzere dört grupta incelenir. Bu kusurlar katının mekanik ve fiziksel davranışı üzerinde önemli etkilere sahiptir. Martensitik dönüşümlerde ana fazın mikro yapısı önemlidir. Dönüşüm öncesi ana fazda bulunan örgü kusurlarının martensitik dönüşüm süresince atomların düzenli bir şekilde yeniden dizilimi gerçekleştirmesi beklenir. Genellikle ana fazda farklı türde bulunan bu kusurların etkilerini birbirinden ayırmak oldukça güçtür [37].

3.8. Dislokasyon ve Yapı Kusurlarının Martensitik Dönüşümlere Etkisi

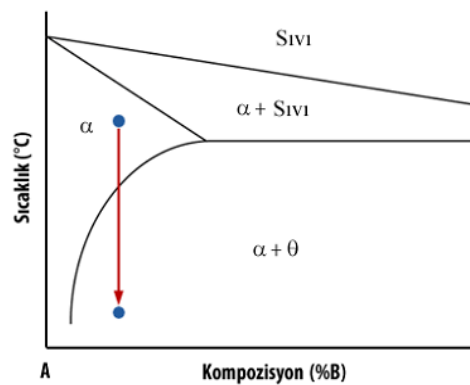
Bir kristal yapı içerisinde kusur olarak en çok dislokasyonlar yani çizgisel yapı kusurları olarak görülür. Dislokasyonlar kristal yapı içerisinde yerlerini değiştirmiş atomların oluşturduğu bir çizgi olarak düşünülebilir. Bir katıda dislokasyonlar sonucu atomlar denge konumlarında ayrıldıktan sonra katıda dislokasyonlar sonucu atomlar denge konumlarından ayrıldıklarından çizgi çevresinde gerilmeler meydana gelir. Dolayısıyla bir şekil değiştirme enerjisi depo edilir. Dislokasyonların ortaya çıkardığı bölgeler bozulmamış bölgelere göre daha yüksek enerjili bölgelerdir. Martensitik dönüşümün çekirdeklenme aşamasında dislokasyonların büyük önem taşıdığı yapılan araştırmalarla ortaya koyulmuştur [38]. Dislokasyonların bulunduğu bölgeler, çekirdeklenmeler için daha küçük bir aktivasyon enerjisi oluşturacağından çekirdeklenmeler ortaya çıkabilir. Ayrıca dönüşüm sırasında oluşan çekirdeklerin dislokasyonların zorlanma enerjilerini küçültmeleri nedeniyle çekirdeği ortaya çıkaracak olan atomlar dislokasyonlar tarafından çekilerek çekirdek oluşumu kolaylaşabilir. Böylece çekirdekler daha çok dislokasyon çizgileri boyunca ortaya

çıkarlar. O halde dislokasyonlar dönüşümün çekirdeklenme miktarını artırabilir ve bu nedenle M_s (martensite dönüşüm başlama sıcaklığı) 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 sayılan örgü kusurlarından başka çökelti ve yığılma kusurlarının da martensitik dönüşümde etkisi vardır. Çökelti benzer şekil değişimine engel teşkil ederek dönüşümün başlamasını güçleştirir bu durumda M_s sıcaklığı düşer. Bir kristal yapı içerisindeki atomik düzlemlerin yığılma sıralanışında meydana gelen bir düzensizlik olarak ortaya çıkan yığılma kusurlarının da martensitik dönüşüm üzerinde dislokasyonlara benzer bir etkisi vardır [4,19,37].

3.9. Alaşımlarda Çökelti Oluşumu ve Çökeltilerin Martensitik Dönüşümlere Etkisi

Ele alınan bir A ve B elementlerinin karışımı ile oluşan bir numune α ana faz θ ise dönüşüm fazı olarak düşünüldüğünde;

Bu numunenin denge faz diyagramını aşağıdaki şekilde gösterildiği gibi bu diyagramda α ile gösterilen tek faz bölgesine çıkarıp sonra yayılım oluşmasına izin



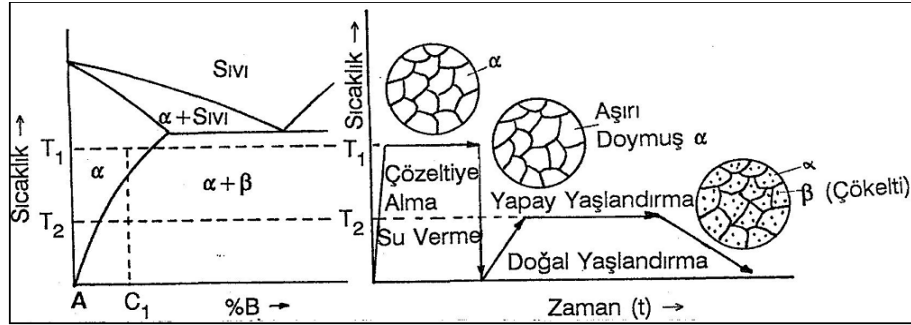
Şekil 3.14. Bir alaşımdaki A ve B elementlerine ait faz diyagramı

vermeyecek şekilde hızlı bir şekilde soğutularak tekrar çift faz bölgesine ($\alpha + \theta$) dönüştürdüğümüzü düşünelim. Burada α fazın θ faza dönüşmesi beklenir. Numuneyi atomların yayılımına izin vermeyecek şekilde hızlı soğuttuğumuzdan α çözeltisinin aşırı doymuş bir şekilde ayırışmadan kaldığını gözlemleriz. Düşük sıcaklıkta yayılım yavaş gerçekleştiğinden θ aşırı doymuş α çözeltisinden çökelemiyor deriz. Bunun gerçekleşmesi için çözelti tekrar ısıtılmalıdır. Isınan numunede çökelen θ fazı ana faz olan α 'dan farklı bir kristal yapıya sahip olduğundan θ fazın hemen değil birkaç adımda ortaya çıktığını görürüz. Bu iki fazın kristal yapıları farklı olduğundan ara yüzeyin oluşumu için gereken enerji yüksek olma durumundadır. A ve B arasında ana faz α ile aynı kristal yapıya sahip α 'dan daha fazla B element atomu içeren bölgeler oluşur. Çökelmenin başlangıcını ve dinamiğini bu durum ortaya çıkarır [6,16].

Fransız kristal bilimci André Guinier ve İngiliz fizikçi George Dawson Preston'a ithafen Guinier-Preston bölgeleri, ya da kısaca GP bölgeleri (GP zones) adını verilen bu bölgeler, sadece birkaç atom tabakası kalınlığa ve birkaç nanometre genişliğe sahip olmaktadır. GP bölgelerinin anafaz ile aynı kristal yapıya sahip olduğunu, fakat daha yüksek oranda çözünen atom içermektedir. Sıcaklık artışında θ fazı tam olarak ortaya çıkmadan geçiş fazları oluşur. Oluşan faz ve kaç kez tekrarlandığı ana fazın üzerindeki kesme işareti ile belirtilir [6].

Alaşımlarda çökeltme en az iki katının yüksek sıcaklıkta tavlanarak birinin diğeri içinde çözünmesi sonra sıcaklığın hızlı ya da yavaş soğutulmasıyla özellikle tane sınırlarında çökeltme meydana getirilmesi ile olur. Çökeltme sertleşmesi, çözeltiye alma, hızlı soğutma ve çöktirme olmak üzere üç aşamada gerçekleşmektedir. Çöktirme alınan alaşımda tek fazlı bir hacim boyunca ötektit sıcaklığın altında bir değerde ısıtma işlemi gerçekleştirilir. Bu noktada bir süre beklenerek çözünmenin tamamen gerçekleşmesi ve homojenin yapının elde edilmesi sağlanır. Hızlı soğutma işleminde çözeltiye alma işlemi için ısıtılan alaşım, ani soğutma yapmak için su verme işlemi ile oda sıcaklığına soğutulur. Böylece yapı içerisinde çözünen alaşım elementlerinin çökeltmesi engellenir ve oda sıcaklığında da çözeltide kalması sağlanır. Çözelti, aşırı doymuş katı çözelti durumundadır ve yapının mikro yapısal özellikleri yavaş soğutma sonunda elde edilen yapıya oranla daha yüksek mukavemetli olduğunu gördüğümüzde anlayabiliriz. Çökeltme sertleşmesi işleminin

ikili faz üzerinde temsili gösterimi ve işlem aşamaları Şekil 3.15'te gösterilmiştir [16].



Şekil 3.15. Çökelti oluşumunu ait faz diyagramı ve şematik gösterimi

Martensitik dönüşümler üzerinde dislokasyon ve yığılmaların etkisi olduğu gibi çökeltilerin tane sınırlarındaki varlığının dönüşümde etkisi olmuştur. Özellikle Silisyum elementinin oluşturduğu çökelti ve tane sınırı seramiklerde metallerde ve metal alaşımlarında mekanik ve fiziksel açıdan çok ilginç araştırmaya değer bilimsel sonuçlar ortaya çıkarmıştır [10].

Chen ve Chaturvedi, ilk başlarda çökeltinin malzemeler için zararlı olabileceği göze çarpsa da, süneklik ve tokluğu artırdığını, ısıtılma işlem çeşitlemesi ile modifiyenin artacağını bunun martensite yapının mikro durumunu güçlendireceğini bularak süperalaşımların geliştirilmesinde özellikle üçlü kama çökelti çatlağının sünme aşamasını uzattığını buldular. Yapılan yırtılma zor deneyinde çökelti sınırlarının artmasıyla yırtılma süresinin de arttığı gözlemlendi. Sıcaklığın artırılması ile tanelerin çaplarının küçüldüğü ve tane sınırlarında çökelti yoğunluğunun azaldığı açıklandı. Tane sınırındaki kama çatlağına benzeyen çökelti yapısının zamanla kayma gerinim değerinin artışına sebep olduğu bu durum yırtılma zamanında artışını ortaya çıkardığı, çatlakların kesme geriliminin artışına sebep olduğu söylenmiştir [18].

Dislokasyonu engelleyen tane sınırı (grain) malzemenin ilk durumuna göre dayanım ve sertliğinin artmasına sebep olmuştur. Bu durum endüstriyel uygulamalarda çok zengin kullanım alanı oluşturmuş, geleneksel çelik uygulamalara nazaran hem mukavemetin artırıldığı hem de öz ağırlığın düşürüldüğü malzemeler üretilerek uzay

teknolojisi, otomotiv, tıp, sanayi uygulamalarında ve bilimsel araştırmalarda geniş yer bulmuştur [30,10,18].

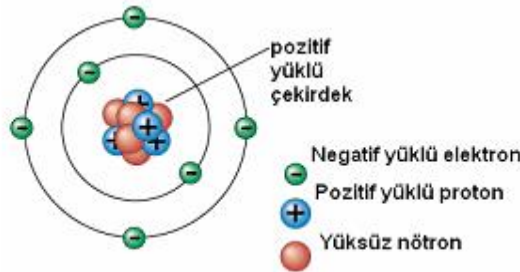
Sonraki bölümlerde üzerinde durulacağı gibi bir maddede manyetikliğin temelini elektronla ve elektronların spin yönelimleri oluşturur. Buna ek olarak madde içi manyetikliği elektronların yörüngesel açısal momenti ve dış manyetik etki ile kazandıkları yörüngeye ait moment ve bunların toplamı şeklinde ifade edebiliriz [4,19].

3.10. Madde İçinde Manyetikliğin Temelleri

Manyetik malzemeler sınıflandırılırken malzemelerin sahip olduğu manyetik özellikler göz önüne alınmaktadır. Manyetik özellikler genellikle atomların son yörüngesinde ve dolu olmayan i kabuklarında bulunan elektron spinlerinin birbiriyle etkileşmesinden kaynaklanmaktadır. Bu etkileşmelerden dolayı malzemeler diamanyetik, paramanyetik ve ferromanyetik malzemeler olarak gruplandırılmaktadır.

3.10.1. Manyetik Alan

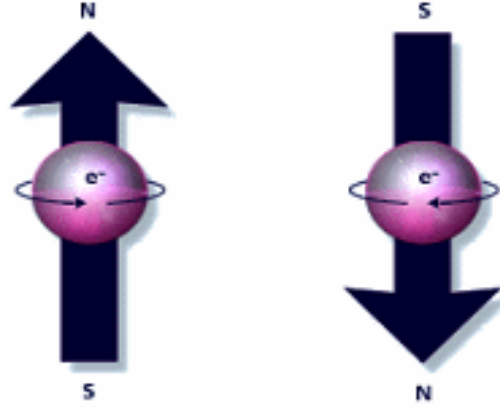
Manyetik alan, elektrik yüklerinin hareketi sonucunda ortaya çıkan fiziksel bir etkidir. Maddenin basit atomik modeline göre şekil 3.16.'da görüldüğu gibi bütün maddeler pozitif yüklü bir çekirdek muhtelif sayıda negatif yüklü elektron yörüngelerinden oluşmuştur.



şekil 3.16. Atomun basit modeli

Negatif yüklü olan elektronlar, çekirdek etrafında yörüngesel bir dolanım yaptıkları gibi kendi eksenleri etrafında da bir dönme hareketi (spin) gerçekleştirir. Andre Marie Ampere (1775-1836) mıknatıslanmış madde içinde dolaşan akımlar var olduğunu ve maddenin manyetik özelliğinin bu küçük kapalı devre akımlardan ileri geldiğini ileri sürmüştür. Bu yaklaşım günümüzde artık kesinlik kazanmıştır. Ampere'in ortaya koyduğu bu yaklaşıma göre, elektrik yüklü parçacıklar hareket halinde ise ortamda bir değişiklik meydana gelir. İşte akım taşıyan bir bobinin ya da bir mıknatısın bulunduğu ortamda manyetik kuvvet olarak çıkan bu değişiklik, “manyetik alan” olarak isimlendirilir. Manyetik alan, doğrultusu, yönü ve şiddeti ile belirlenen vektörel bir niceliktir. Herhangi bir ortamdaki manyetik alan etkisi, kuvvet çizgileri ya da manyetik akı çizgileri ile gösterilmektedir. Kuvvet çizgileri kapalı bir çevrim oluşturur. Aynı zamanda manyetik alan vektörü bu çizgilere teğettir. Pozitif yüklü çekirdek etrafında yörüngede dolanım yapan elektron bir akım meydana getirir. Direnci olmayan ve sürekli devam eden bu akım devreleri atomlardaki negatif yüklü elektronların dönmesinden ileri gelir. Yukarıdaki yaklaşımda belirtildiği gibi hareket eden bir elektrik yükü çevresinde her zaman bir manyetik alan meydana getirildiğinden negatif elektrik yüklü bir elektronda yaptığı bu hareketinden dolayı bir manyetik alan meydana getirir. Meydana gelen bu alanın yönü Şekil 3.17.'de görüldüğü gibi elektronun dönme yönüne bağlıdır [38].

Elektronun kendi eksenini etrafında dönerken meydana getirdiği manyetik alan mıknatıslanmamış bir madde de bu hareketler düzensizdir. Bunun sonucu olarak oluşan etkiler birbirini yok ettiklerinden bileşke etki sıfıra çok yakındır. Madde bir manyetik alan içerisine yerleştirildiğinde manyetik etki manyetik etki maddeye mıknatıs özelliği kazandırır [41].



Şekil 3.17. Elektronların dönme spin momentleri

3.10.2. Manyetizma Türleri

Helyum atomunda yarı dolu orbitalden kaynaklı taban durumunda hem spin hem de yörünge momenti sıfır iken; hidrojen taban durumunda yörünge momenti sıfır olup elektron spin momentine sahiptir. Ve bu diyamanyetik etki oluşturur. Bu durumda atomların tam dolu yörüngelerinde spin ve yörünge momentlerinin sıfır olduğunu manyetik etkinin ise tam dolu olmayan yörüngelerden kaynaklandığını düşünebiliriz [19].

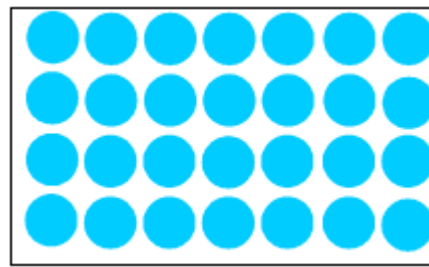
Manyetik alanla malzemelerin etkileşimleri farklıdır. Bazı malzemeler uygulanan zayıf manyetik alanda güçlü bir düzenlenme gösterirken, bazı malzemelerde ise zayıf bir düzenlenme görülür. Manyetik alınganlığı (χ : Manyetik alınganlık sabiti olmak üzere) küçük bir malzemenin, manyetik momentlerinin düzenlenebilmesi için dışardan güçlü bir manyetik alana ihtiyacı vardır.

$\chi_M < 0$ ise, malzeme diyamanyetiktir.

$\chi_M > 0$ ise, malzeme paramanyetik ya da ferromanyetiktir [4].

3.10.3. Diyamanyetizma

Diyamanyetik malzemeler negatif mıknatıslanmaya sahip manyetik malzemeler olarak düşünülebilir. Diyamanyetik malzemelerde atomlar net bir manyetik momente sahip değildirler. Fakat malzemeye dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında yörüngedeki elektronlar bu manyetik alanla etkileşir ve hızları değişir. Bu elektronlar bir teldeki akım gibi düşünülebilir, bir çembersel telde akım değiştirildiğinde bu akımı eski hali ne dönüştürmeye çalışan bir elektromotor kuvveti meydana gelir. Bu etki yörüngelerde dolaşan elektronlarda da meydana gelir ve dışarıdan uygulanan manyetik alana karşı başka bir manyetik alan (mıknatıslanma) oluşur. Bu durumda malzeme dışarıdan uygulanan manyetik alanı yavaşça itmiş olur. İşte bu tip manyetik malzemelere "Diyamanyetik" net bir manyetik momente sahip olmadığı halde, manyetik alan içerisinde alan tarafından zayıfça itilen malzemelere diyamanyetik malzemeler denir [44].



Şekil 3.18. Diamanyetik bir malzemenin atomları

Diamanyetizma, bir örneğin elektriksel yüklerinin uygulanan bir dış manyetik alana karşı örnek içini perdeleme eğilimi ile bağlantılıdır. Şekil 3.18’de görüldüğü gibi diyamanyetik atomlar net bir manyetik momente sahip değildir [38,50].

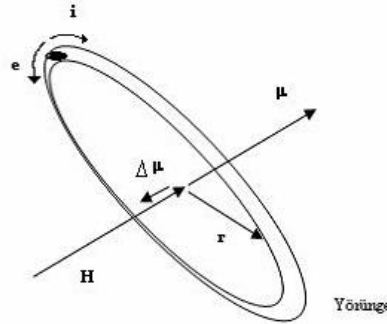
İlk kez Fransız fizikçi Paul Langevin (1872-1946) tarafından 1905 yılında ortaya konulmuştur. Uygulanan manyetik alana dik bir elektron yörüngesi Şekil 3.18’de gösterilmiştir. Uygulanan bu manyetik alan, elektronların hareketini etkiler ve dolayısı ile akımın değişmesine neden olur. Uygulanan alan artarken, halka

içerisinde akıdaki değişim, bir elektromotor kuvveti (ϵ)'e neden olur ve Faraday yasasına göre;

$$\epsilon = -10^{-8} \frac{d\phi}{dt} = -10^{-8} \frac{d(HA)}{2dt} \text{ volt} \quad (3.8)$$

Olarak yazılır ve burada (3,8) Manyetik akı ϕ , A halkanın alanı; H, ise, uygulanan manyetik alandır.

Lenz yasasına göre, ortaya çıkan elektrik akımı, uygulanan manyetik alanı azaltacak yönde olur. Böylece malzemede, uygulanan alana zıt yönlü bir mıknatıslanma meydana gelir. Bu nedenle diyamanyetik malzemeler için manyetik alınganlık (χ), eksi değer alır ve sıcaklığa çok zayıf şekilde bağlıdır. Elektron yörüngesi, Faraday Kanunu'nda olduğu gibi yalnızca akım halkası gibi düşünülemez, burada akım halkasının, dirençsiz bir tele benzer şekilde davrandığı da düşünülebilir. Böylece uygulanan alan 0'dan H'a değişirken, akım içerisindeki değişim, ϵ 'den kaynaklanmaktadır. Bu etki anlık değildir. Manyetik moment H hareket ettiği sürece azalmaktadır [38].



Şekil 3.19. Yörünge momenti üzerinde manyetik alanın etkisi

Bir atomun bütün elektronlarının manyetik momentleri, uzayda düzenlenmiş olabilir ve manyetik alan uygulanmadığında bu momentlerin hepsi birbirini yok eder. Her bir yörünge, alana karşı paralel zıt yönlü bir moment oluşumu ile uygulanan manyetik

alanla zıt yönde hareket eder. Sonuç olarak, bir manyetik alan uygulandığında her bir atomun manyetik momenti, alanla zıt yönlü yani eksi işaretli olur [38].

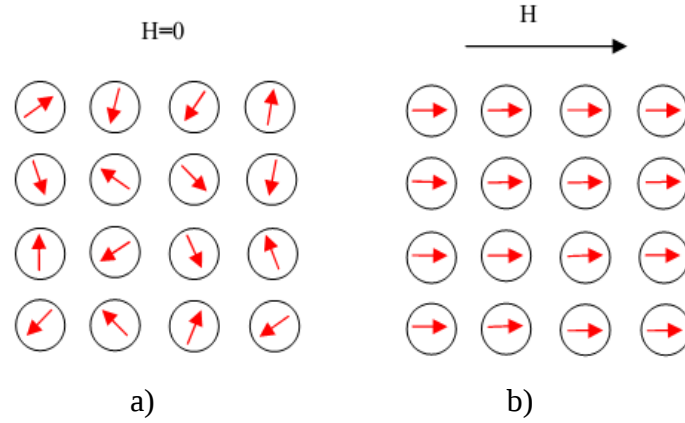
3.10.4. Paramanyetizma

Elektronların katkı da bulunduğu paramanyetizma; toplam spini sıfırdan farklı dolayısıyla tek sayıda elektrona sahip olan atomlarda, İç tabakaları tam dolu olmayan serbest atom ve iyonlarda, Serbest elektron teorisine göre açı kullanabilen bir manyetik alan içerisinde kolaylıkla hareket edebilen metallerde gözlenir. Geniş sıcaklık aralığında bir çok örneğin alınganlık ölçümleri, sistematik olarak ilk kez Curie tarafından yapılmıştır ve 1895'te ortaya konulmuştur. Manyetik alınganlık χ , Diyamanyetik malzemeler için sıcaklıktan bağımsızdır fakat paramanyetik malzemeler için mutlak sıcaklıkla ters orantılı olarak değişmektedir; C: Curie sıcaklığı, χ :manyetik alınganlık;

Sekil 3.20 a'da dışarıdan bir manyetik alan uygulanmıyorken örgü içerisindeki atomların manyetik momentlerinin rastgele yönelimleri görülürken, Sekil 3.20 b'de malzemenin üzerine dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında atomların manyetik momentlerinin yaklaşık olarak nasıl dizildikleri görülmektedir.

$$\chi = C/T \text{ dir.} \quad (3.9)$$

Paramanyetik malzemelerde her bir atom bir net manyetik momente sahiptir, fakat bu manyetik momentler örgü içerisinde rastgele yönlenmişlerdir. Bu rastgele yönelimden dolayı malzeme üzerinde herhangi bir dış manyetik alanın etkisi yok iken bu malzemenin mıknatıslanması sıfırdır. Fakat dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında bu rastgele yönlenmiş manyetik momentler uygulanan alan doğrultusunda yönelmeye zorlanırlar ve hepsi birlikte uygulanan alanla paralel toplam bir manyetik alan aslında mıknatıslanma oluşturur [34,44].

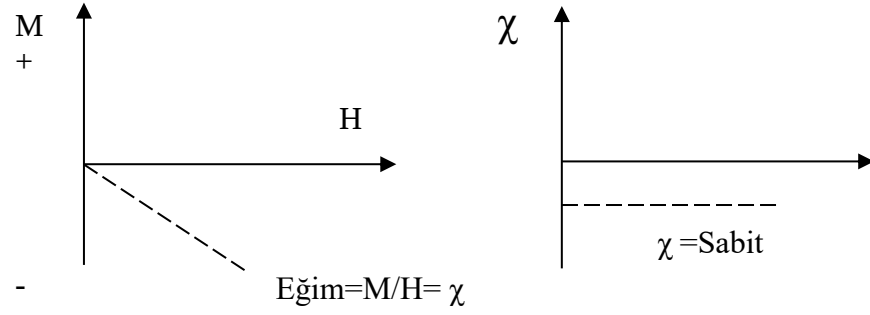


Şekil 3.20. a) Dış manyetik alan uygulaması olmadan atom dizilimi b) Bir dış manyetik alan uygulandığında örgüdeki atom yönelimleri

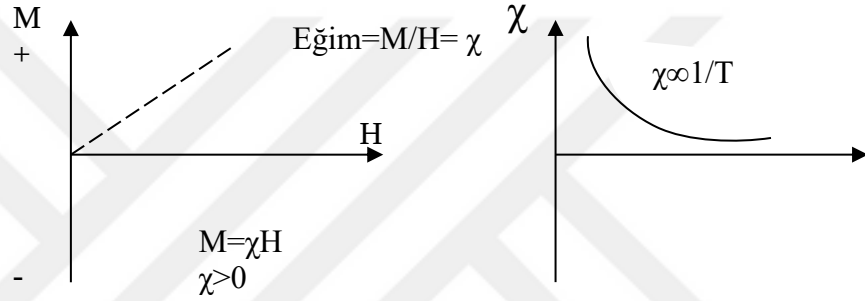
Bu durum sistemin dış alanın etkisi ile alabileceği en son durumdur. Zayıf alanda bu yönelimler tam olmayabilir. Kısmi yönelimler manyetik şiddet arttıkça Şekil 3.20 b'deki biçimi alır [37].

Paramanyetik bir malzemenin dış alan olmadığı durumda rastgele olan manyetik düzenlenim ısısal dalgalanmalar atomik manyetik momentlerin rastgele dağılmasına sebebiyet vermektedir. Rastgele dağılan manyetik momentler söz konusu olduğunda ise duygunluk değerlerinde düşüşler meydana gelir. Sonuç olarak bu tür malzemelerde uygulanan manyetik alan yönünde az da olsa bir mıknatıslanma oluşur. Bu malzemelerde duygunluk küçük ve diyamanyetik malzemelerin tersine pozitif değerlere sahiptir [41,42].

Şekil 3.21.'de ise Şekil 3.20. a ve b'de verilen diyamanyetik ve paramanyetik malzemelerin genel manyetik davranışlarına ait grafikler görülmektedir [38].



a) Diyamanyetizma



b) Paramanyetizma

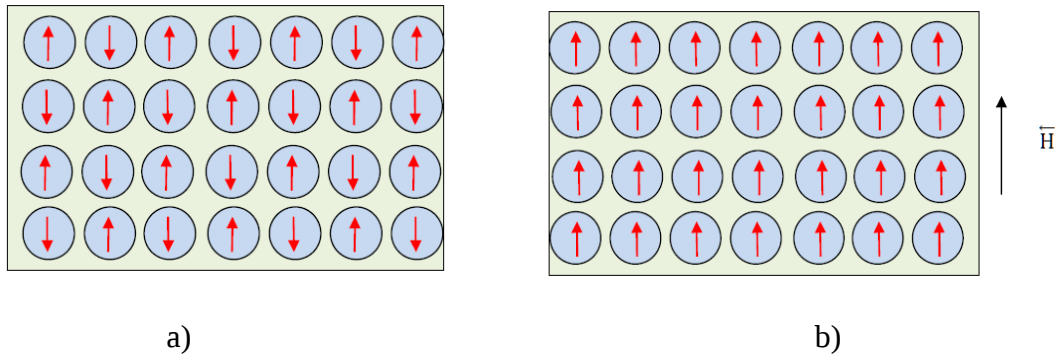
Şekil 3.21. a) Diyamanyetik ve b) Paramanyetik malzemelerin manyetik davranışları

3.10.5. Ferromanyetizma

Ferromanyetizma da maddeyi oluşturan atomların spin momentleri önemlidir. Geçiş serisi elementlerinin (Fe, Ni, Co, Mn,...) son yörüngelerinde çiftlenmemiş 4-5 elektron bulunur. Bu elektronların spin momentleri dengelenmemiştir. Diğer elektronların momentleri ise dengelenmiştir. Bir dış alan uygulandığında spin momentleri dengelenmemiş elektronlar zayıf bir dış alan dahi uygulansa spin momentlerini uygulanan dış alan yönünde kolayca yönlendirebilir. Bu nedenle mıknatıslıkları dışarıdan kolayca algılanabilir [50].

3.10.6. Antiferromanyetizma

Manyetik moment büyüklükleri birbirine eşit ve zıt yönlü iki alt örgüden oluşan düzenlenime antiferromanyetik düzenlenim denir. Manyetik alan yokluğunda net mıknatıslanma sıfırdır. Néel, 1932 yılında, Weiss'ın moleküler alan teorisinden yararlanarak antiferromanyetizmayı oldukça geliştirmiştir. Antiferromanyetik yapıda spinler, Néel sıcaklığı denilen geçiş sıcaklığının altında anti paralel şekilde dizilirler. Antiferromanyetik malzemelerde atomlar net manyetik momente sahiptirler, en yakın komşu manyetik momentler birbirlerinin etkilerini yok etmeye çalışırlar. Bu yönelimlerin ters olmasının nedeni değiş tokuş etkileşimleridir. Bu durumda malzemede net bir manyetik moment olmadığından malzeme paramanyetik gibi davranmış olur, çünkü atomların manyetik momentleri birbirlerinin etkilerini yok ederler. Şekil 3.21.'de Antiferromanyetik bir malzemenin atomlarının manyetik momentlerinin nasıl dizildikleri verilmiştir. Eğer şekildeki vektörler, eşit kuvvetli düşünülürse birbirlerinin etkilerini nasıl yok ettikleri görülmektedir. Şekil 3.21 b'de antiferromanyetik bir malzemenin üzerine dışardan bir manyetik alan uygulandığında gösterdiği tepki verilmiştir.



Şekil 3.22. Antiferromanyetik yapı için spin yönelimleri a) Antiferromanyetik bir maddenin manyetik durumu b) Kuvvetli bir manyetik alan altında Antiferromanyetik bir maddenin düzenim şekli

Grafikten görüldüğü gibi dış manyetik alan (H) uygulanmaya başladığında malzeme içerisinde dış manyetik alana ters yönelimli olan atomik manyetik momentler alanla aynı yönde düzenlenmeye başlamış ve dolayısıyla dış manyetik alanla aynı yönde bir mıknatıslanma değeri oluşturmaya başlamışlardır.

3.10.7. Curie sıcaklığı ve Manyetik Domenler

Ferromanyetik bir malzemenin sıcaklığı, Curie sıcaklığı (T_c) denilen kritik seviyeye ulaştığında veya bu değeri aştığında malzeme mıknatıslanma özelliğini yitirir ve paramanyetik karakteristik kazanır. Curie sıcaklık değerinin altında manyetik momentler yönlenmiş halde bulunur ve malzeme ferromanyetiktir. Curie sıcaklığının üzerine çıkılmaya başlandığında ise malzemenin yapısındaki ısı dalgalanmalar artarak manyetik momentlerin rastgele dizilmesine sebebiyet verir. Malzemenin paramanyetik yapıya geçmesi de bu nedenledir. Çizelge 3,1.'de bazı ferromanyetik malzemelerin Curie sıcaklıkları verilmiştir [43].

Ferromanyetizmanın en baskın özelliği spinler arasındaki değiş-tokuş etkileşmelerine bağlı olarak spinlerin doğal bir şekilde düzenlenmesidir. Bu doğal düzenlenme sadece sistemin Curie sıcaklığı altında gözlemlenmektedir bu sıcaklık üzerinde ferromanyetik malzeme paramanyetik bir malzeme gibi davranış sergilemektedir [49].

Çizelge 3.1. Bazı ferromanyetik maddelerin Curie sıcaklıkları

<u>Madde</u>	<u>Curie Sıcaklığı T_c(K)</u>
Demir	1043
Kobalt	2394
Nikel	631
Gadolinyum	317
Fe_2O_3	893

Paramanyetizma da kullanılan denklemler bu malzemeler için uygulandığında;

$$M = \frac{C}{T} (H_{dış} + \lambda M) \quad (3.10)$$

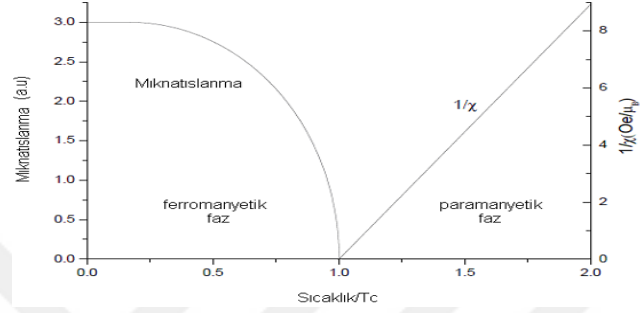
$$M = \frac{CH_{dış}}{T - C\lambda} \quad (3.11)$$

Eşitliklerden yararlanarak manyetik alınganlık aşağıdaki şekilde ifade edilmektedir.

$$\chi = \frac{C}{T - T_c} = \frac{C}{T - T_c} \quad (3.12)$$

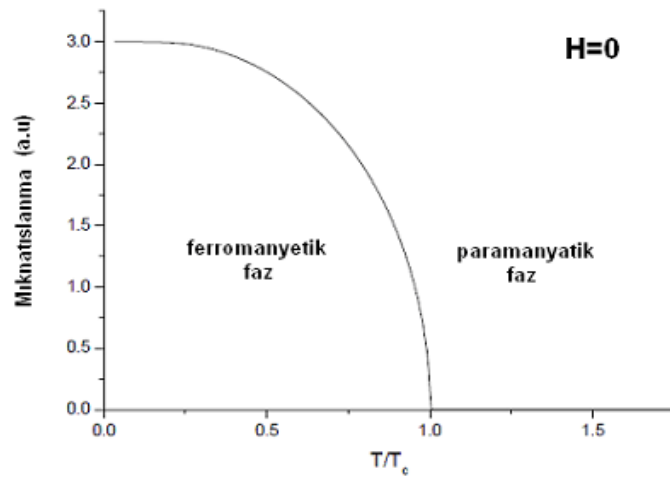
Burada, M :Mıknatıslanma, H :Manyetik alan, χ :Manyetik alınganlık sabiti, T : Sıcaklık, λ :Manyetik alanın sızma derinliği, C : Isı sığası, T_c : Curie sıcaklığıdır.

Bu davranışta Curie-Weiss yasası olarak bilinmektedir ve Şekil 3.22’de gösterilmektedir.



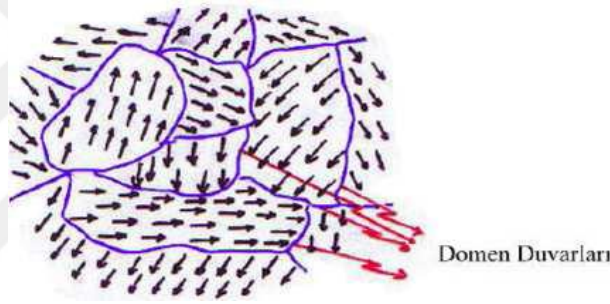
Şekil 3.22. Ferromanyetik malzemeler üzerindeki mıknatıslanmanın Curie-Weiss yasası ile karşılaştırılması [43]

Bu azalış kritik duruma, sıcaklık Curie sıcaklığına geldiğinde ulaşmaktadır. Mıknatıslanma değeri sıfıra yakın bir değere ulaştığı zaman ve sonrasında, malzeme paramanyetik bir malzeme gibi davranış göstermeye başlamaktadır [43,49].



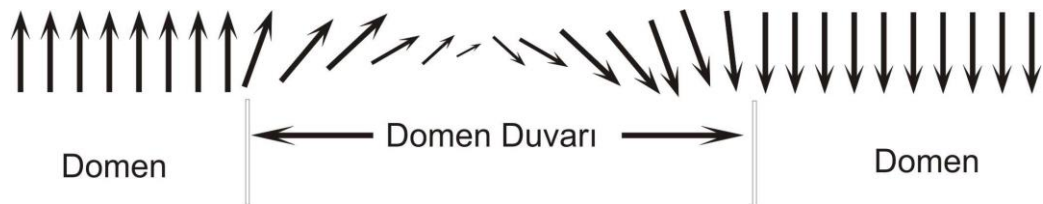
Şekil 3.23. Mıknatıslanmanın Curie sıcaklığına bağlı olan değişimi sırasında ferromanyetik fazdan paramanyetik faza geçişi [43]

Geçiş serisi elementleri Fe, Ni, Co, Mn,...maddeleri oluşturmak için kristallenirken, madde içindeki enerji dengelenmeleri nedeniyle “Homojen mıknatıslanma bölgeleri” oluştururlar. Bu bölgelere “manyetik domen” veya kısaca “domen” adı verilir [4,19]. Domenler içinde, enerji dengelenmesinin bir sonucu olarak, yapıcı “değişim enerjisi” adı verilen bir enerji oluşur. Bu enerjinin varlığı nedeniyle domen içindeki maddeyi oluşturan bir atomun elektronları spin momentlerini bir doğrultuya yönlendirir ise domen içindeki diğer atomların spin momentleri de aynı doğrultuyu alırlar. Domen arasındaki sınır domen duvarı olarak adlandırılır. Domen duvarları mıknatıslanma doğrultularının hemen değiştiği bir süreksizlik sınırı değildir, belli bir kalınlığı vardır. Şekil 3.24’te ferromanyetik bir malzeme için domen duvarları gösterilmektedir.

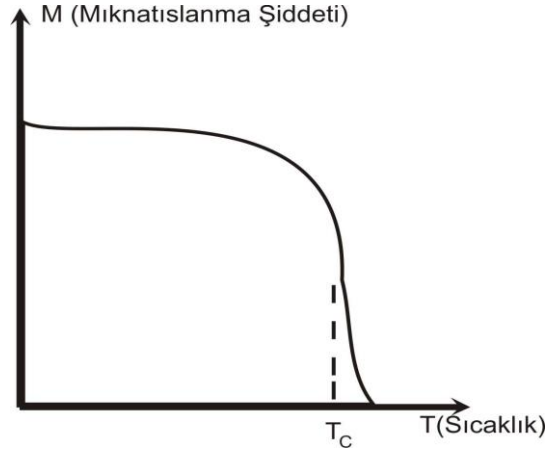


Şekil 3.24. Ferromanyetik bir malzemedeki domen duvarları

Domen duvarının kalınlığı kristale ait atomlar arası uzaklığın 100-200 katı kadardır. Domen duvarı içinde kalan elektronların spinleri sürekli değişir [37]. Şekil 3.25’te bu domen duvarları içinde kalan elektronların spin momentleri gösterilmektedir.



Şekil 3.25. Domen duvarları içinde kalan elektronların spin momentleri



Şekil 3.26. Ferromanyetik bir malzemenin mıknatıslanma şiddetinin sıcaklıkla değişimi

Şekil 3.26’da Ferromanyetik bir maddeye ait mıknatıslanma-sıcaklık eğrisi Ferromanyetik maddeler tek tip mıknatıslanma-sıcaklık eğrisine sahiptir. Maddeye ısı enerjisi verildikçe madde içindeki atomlar daha büyük genlik ve frekansta titreşiyor. Bu titreşimler uygulanan dış alan yönünde dizilmiş olan spin momentlerinin yönlerinin saçılmasına neden oluyor. Böylece M (mıknatıslanma şiddeti) artan sıcaklıkla sürekli azalıyor. Verilen ısı enerjisi yeterli düzeye yükselince madde “ T_c ” ile gösterilen bir kritik sıcaklığa (Curie Sıcaklığı) ulaşıyor. Bu sıcaklık değerine ulaşınca madde içindeki tüm spin momentleri gelişi güzel doğrultulara yöneliyor ve duruma göre sürekli yön değiştiriyor Curie sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda ferromanyetik madde para manyetik madde gibi davranıyor. Ferromanyetik bir madde Curie sıcaklığından itibaren dış alanın bulunmadığı bir ortamda soğumaya terk edilirse, oda sıcaklığına ulaştığında bir kalıcı mıknatıslanma kazanır. Bu mıknatıslanmanın yönü ve şiddeti bir soğutmadan diğerine göre değişiklik gösterir. Ferromanyetik madde bu kez Curie sıcaklığından itibaren zayıf bir dış alan içinde soğumaya terk edilirse dış alan yönünde ve dış alan içinde etki ile kazanılacak mıknatıslanma şiddetinden çok daha büyük şiddette kalıcı mıknatıslanma kazanır. Maddelerin bir dış alan etkisinde soğurken kazandığı mıknatıslanmaya “Isıl kalıcı mıknatıslanma” denir [4,19,43].

3.11. Gama Işınlarnın Rezonansla Soğurulması ve Mössbauer Olayı

Mössbauer spektrometresi ilk defa 1958-1959 yıllarında Rudolf Ludwing Mössbauer tarafından deneysel ve teorik olarak çalışmaya başlanmıştır. Numuneye ait kristal örgü içerisindeki bir atom çekirdeği tarafından enerji kaybı olmaksızın gama fotonu salınması olayı Mössbauer Olayı olarak bilinir [39].

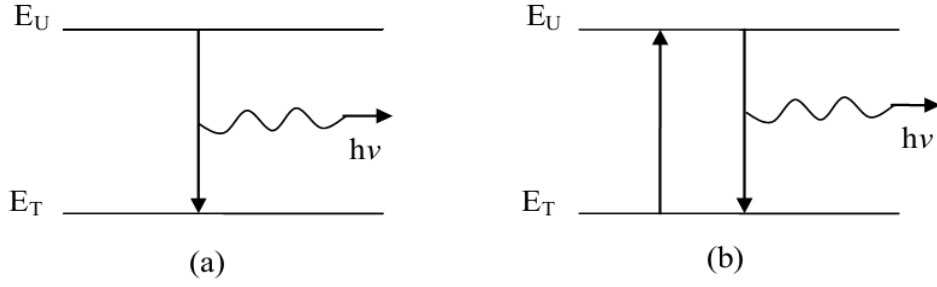
1960'lı yıllarda ^{57}Fe elementinin Mössbauer olayını gösterdiği bulunmasından sonra bu olay nükleer fizik çalışmalarına ek olarak katı hal fiziği, kimya, biyoloji, metalürji, gibi bilimsel araştırmaların pek çok dalında araştırmalarda kullanım alanına sahiptir [39,44].

Mössbauer olayı ile atomların bozunma şemalarının incelenmesi, uyarılmış seviyelerin enerji değışiklikleri, bu seviyelerin ömürleri, atom çekirdeği kuadropol momenti ve dipol momenti, gibi büyüklükler ölçülebilir. Ayrıca Mössbauer Olayı alaşımların austenite-martensite faz dönüşümlerinin manyetik özellikleri hakkında bilgi edinilmesi için yaygın olarak kullanılmaktadır [44].

Genel olarak uyarılmış bir çekirdek E_U uyarılmış durumdan E_T durumuna geçerken $h\nu = E_U - E_T$ bağıntısına göre ν frekanslı bir gama (γ) fotonu yayınlar. Şekil 3.27'de görüldüğü gibi bu foton taban durumunda bulunan çekirdek üzerine düştüğünde onun E_T durumundan E_U durumuna çıkarmak üzere soğurulması olayıdır [44]. Bu durum rezonansla gerçekleşir. Rezonansla uyarılan bu çekirdek tekrar taban durumuna geçerken aynı ν frekanslı ışınları bütün doğrultularda yayınlar. Rezonansla soğurmanın oluşabilmesi için birinci çekirdeğin yayınladığı fotonun ν frekansının ikinci çekirdek için

$$\nu = \frac{E_U - E_T}{h} \quad (3.13)$$

Bağıntısı ile verilen ν frekansına eşit olması gerekir.

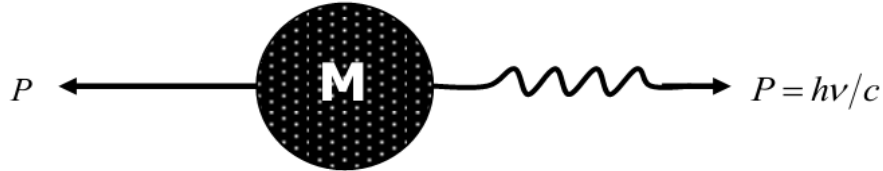


Şekil 3.27. Uyarılmış durumdan taban durumuna geçiş a) Taban durumuna b) Uyarılmış duruma geçiş [34]

Gerçekte birinci çekirdek γ -fotonu yayınlarken, momentum korunumu kanunu gereği çekirdekte Şekil 3.28.'de olduğu gibi aynı momentumla zıt yönde geri tepir. Geri tepme enerjisi E_G değerini $E_0 = E_U - E_T$ enerjisinden alacağı için, yayınlanan fotonun enerjisi, kütle merkezi sisteminde $E_U - E_T$ olduğu halde, laboratuvar sisteminde;

$$h\nu_{\text{yayınlanan}} = h\nu_0 - E_G \quad (3.14)$$

olur. Burada $E_0 = h\nu_0$ geri tepme olmadığında yayınlanan fotonun enerjisidir.



Şekil 3.28. Gama fotonu yayınlayan atomun geri tepmesi

Aynı şekilde ikinci çekirdek gelen fotonu soğurduğunda yine momentum korunumu kanununa göre, E_G enerjisi ile geri tepeceğinden (öteleneyeceğinden) bu çekirdeğin uyarılması için:

$$h\nu_{\text{soğurulan}} = h\nu_0 - E_G \quad (3.15)$$

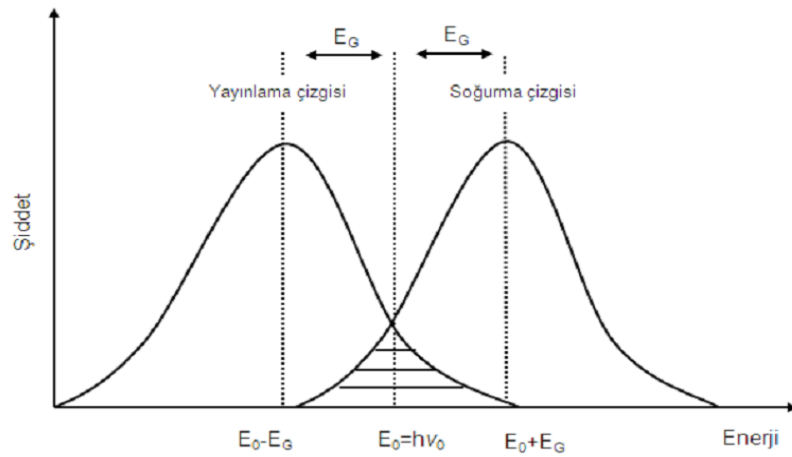
kadar enerji gereklidir [34].

Buna göre, yayınlama ve soğurma çizgileri arasındaki frekans ve enerji farkı aşağıdaki gibi olur.

$$\Delta\nu = \nu_{\text{soğurulan}} - \nu_{\text{yayınlanan}} = \frac{2E_G}{h} \text{ ve} \quad (3.16)$$

$$h\Delta\nu = 2E_G \quad (3.17)$$

Şekil 3.29’da görüldüğü gibi yayınlama ve soğurma çizgileri arasındaki $2E_G$ ’lik enerji farkından dolayı γ -ışınlarının yayınlama ve soğurma çizgilerinin merkezleri üst üste gelmez [43,44].



Şekil 3.29. Yayınlama ve soğurma çizgileri [37]

Gama ışınlarının rezonansla soğurulmasını yani iki çizginin üst üste gelmesini sağlamak için genelde, Doppler kaymasından yararlanılır. Bunun içinde kaynağın ya da soğurucunun birbirlerine göre hareket ettirilmesi ile sağlanır. Kaynağın çizgisel hızı v ise Doppler olayı sonucu ışıyım enerjisinde;

$$(\Delta E)_D = h(\Delta\nu)_D = h\nu_0 \frac{v}{c} = E_0 \frac{v}{c} \quad (3.18)$$

Değerinde bir artma sağlanmış olur. $(\Delta E)_D = 2E_G$ olacak şekilde v hızı ayarlanırsa, geri tepme sonucu azalan enerji Doppler enerji artışı ile karşılanmış olur. Bu şekilde yayınlanma çizgisi üst üste getirilerek rezonansla soğurulma gerçekleşir [37,39,44].

Alman Fizikçi Mössbauer 1958 yılında bu deneyleri tekrar ederken γ kaynağı olarak tek serbest atomlar yerine bir kristal örgüsüne bağlı atomlar alındığında geri tepmesiz γ yayınlanması ve soğurulması olacağı ve böylece rezonans soğurulmasının kolaylıkla gözlenebileceği keşfetmiştir [37].

Mössbauer izotopu olan $^{57}_{27}\text{Co}$; $^{57}_{26}\text{Fe}$ 'in bir elektron yakalaması ile olur.

Bu durumda reaksiyon;



şeklinde olur. Bu durumda ayrılmış halde bulunan ^{57}Fe 'nin taban duruma geçerken yaydığı 14,4 KeV'luk γ -ışınımı Mössbauer olayında kullanılır [44].

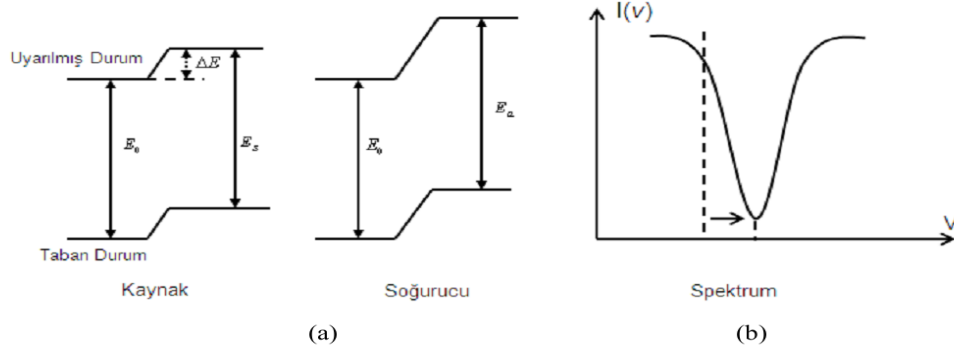
3.11.1. İzomer Kayma

Bir element atomunun elektron alması ya da vermesi sonucu kimyasal özelliği değişir. Bu durumda elektron alan yada veren atom çekirdeği ile s-elektronları arasında Coulomp kuvveti etkileşmesi sonucu atomun çekirdek enerji seviyeleri arasında bir değişim olur bu değişim Mössbauer olayında spektrumlarda izomer kayma olarak adlandırılır. Bu değer;

$$\delta = \frac{4\pi}{5} Z e^2 R^2 \left(\frac{\sigma_R}{R} \right) [|\Psi(0)|^2_{\text{soğurucu}} - |\Psi(0)|^2_{\text{kaynak}}] \quad (3.20)$$

İle verilir. Burada $R_{\text{uyarılmış}}$ - R_{temel} şeklindedir.

Şekil 3.30’da izomer kayma örneği ve buna ait pik gözlenmektedir. İzomer kayma değerinin ($E_s - E_a$) ölçülmesiyle Mössbauer izotopunun bağ durumları ve soğurucu maddedeki katkı atomlarının değerliliği bulunabilir [44].



Şekil 3.30. Bir kaynak ve soğurucudaki izomer kayması ve gözlenen spektrum grafiği [45]

İzomer kayması iki seviye arasındaki farklılıktan oluştuğundan dolayı, eğer aynı malzemeden olan numuneler farklı sıcaklıklarda çalışılırsa izomer kaymasına benzer ama daha küçük bir değişim meydana gelebilir. Bu yüzden, izomer kayma hesaplanırken her zaman standart bir madde alınmalı ve diğer maddeler bu maddeye göre ölçülmelidir [45].

3.11.2. Manyetik Dipol Etkileşmesi ve Mössbauer Spektrumunun Elde Edilmesi

Bu etkileşme, çekirdeğin manyetik dipol momenti μ ile çevrenin oluşturduğu manyetik alan H arasındadır ve;

$$R = -\vec{\mu} \cdot \vec{H} \quad (3.21)$$

Olarak tanımlanır. Burada çekirdeğin manyetik dipol momentinin

$$\vec{\mu} = g \cdot \vec{\mu}_n \cdot \vec{I} \quad \text{olduğu düşünülürse eşitlik;}$$

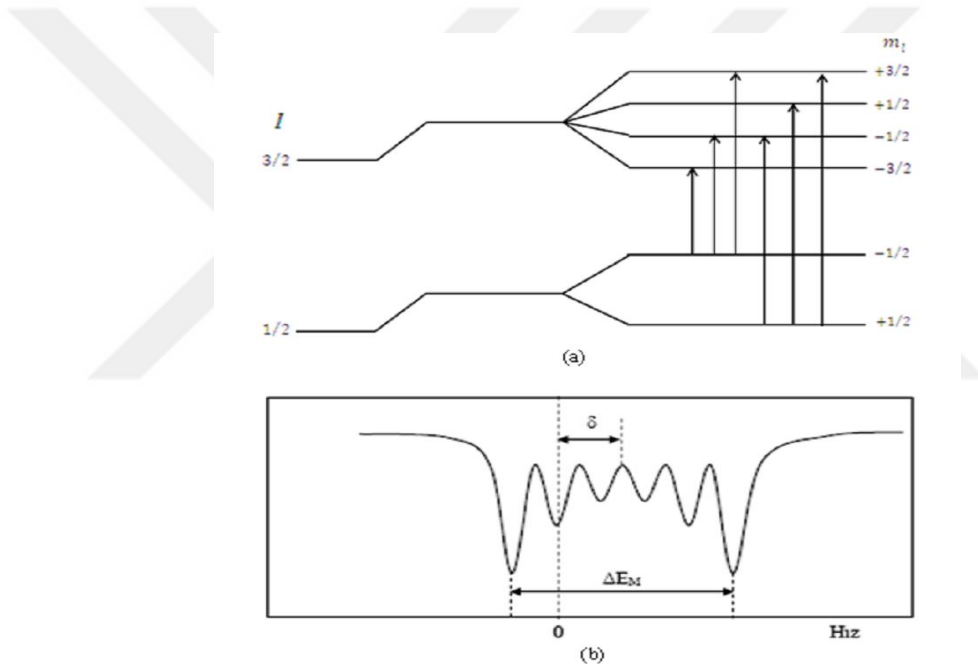
$$R = -g \cdot \vec{\mu}_n \cdot \vec{I} \cdot \vec{H} \quad (3.22)$$

Şeklinde yazılabilir. Burada g nükleer g -çarpanı, $\vec{\mu}_n$ nükleer manyeton olarak bilinir. Enerji seviyelerinin enerji durumları ise;

$$E_m = -g\mu H m_I \quad (3.23)$$

$$[m_I = I, I - 1, \dots, 0, \dots, 1 - I, -I \text{ olmak üzere.}]$$

Eşitliği ile verilir. Enerji düzeylerinin manyetik alan içinde yarılmasının nedeni bu düzeye ait spinin manyetik alan üzerindeki bileşenlerinin farklı farklı olmasındandır.



Şekil 3.31. Mössbauer spekturumuna ait yarılmalar ve pikler. a) Manyetik dipol yarıлма. b)Yarılmalar sonucu oluşan Mössbauer pikleri [44]

Bu yarılmalardan dolayı Mössbauer spektrumunda çok sayıda çizgiler görülür Şekil 3.31’de Mössbauer spektrumunda bu durumun incelenmesi ile atomların manyetik özellikleri, manyetik momentleri, spin durulma zamanları ve Curie sıcaklıkları tespit edilebilmektedir [44].

3.12. Alaşımda Kullanılan Elementler ve Özellikleri

3.12.1.Demir (Fe)

Demir, atom numarası 26 olan kimyasal element. Simgesi Fe'dir (Latince Ferrum). Demir, dünya yüzeyinde en yaygın dördüncü mineral ve yer kabuğunda 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 kütlelerinin dünyanın manyetik alanına etki ettiği düşünülmektedir.



Şekil 3.32. Elektrolizle arıtılmış (%99,97+) saflıkta demir parçaları ve karşılaştırma için yüksek saflıkta (99,9999 % = 6N) 1 cm³ hacminde demirden bir küp

Demir metali, demir cevherlerinden elde edilir ve doğada nadiren elementel halde bulunur. Metalik demir elde etmek için, cevherdeki katkıları kimyasal indirgenme yoluyla uzaklaştırılmaları gerekir. Demir, aslında büyük ölçüde karbonlu bir alaşım olarak kabul edilebilecek olan çelik 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 ürün ince detaylı şekiller halinde dökülebilirse de, içerdiği karbonun çoğunu uzaklaştırmak amacıyla dekarbürize edilmediği sürece, işlenebilmek için fazlasıyla kırılgandır [46].

3.12.2. Mangan (Mn)



Şekil 3.33. Elektrolizle arıtılmış (%99,99) saflıkta mangan parçaları ve karşılaştırma için yüksek saflıkta (%99,99 = 4N) 1 cm³ hacminde mangan bir küp

Mangan veya Manganez atom numarası 25 olan element. Simgesi Mn'dir. 1774 yılında keşfedilmiştir. Periyodik tablonun 7-B grubunda yer alır. Grimsi metal renklidir. En önemli metallere biridir. Çeliğin dayanımını geliştiren bir alaşım elementidir. Bu özelliği içinde bulunan karbon miktarına bağlıdır. Yüksek karbonlu çeliklerde manganın etkisi sertlik ve dayanımı artırmaktadır. Genellikle doğada demir elementi ve daha birçok elementle bağlı biçimde bulunmaktadır. Genellikle metal endüstrisinde alaşımlarda kullanılır özellikle paslanmaz çelik yapımında alaşımda gerekli bir hammaddedir. Yunanistan'ın magnezya bölgesinden adını almıştır. Manganez dioksit bileşiğinden 1774 yılında karbonun indirgenmesi neticesinde ilk olarak elde edilmiştir. Çelikteki aşınma ve paslanmanın önlenmesinde kullanılmaktadır. Endüstride oksitlenme aşamasına göre birçok farklı renk alabilen element renklendirici olarak da kullanılmaktadır. Çinko karbon ve alkalimli pillerin

retiminde kullanılan önemli bir elementtir. Manganez iyonları çok çeşitli enzimlerde ve fotosentetik bitkilerde yer alabilmektedir [46].

3.12.3. Molibden (Mo)

Molibden, periyodik cetvelde atom numarası 42 ve simgesi Mo olan elementtir. Molibden geçiş metallere olup saf halde gmms beyaz renkli ve çok serttir. Erime sıcaklığı oldukça yüksektir. Az miktarda ilavesiyle çeliğin daha da sertletirilmesi sağlanabilir. Molibden bitkilerin beslenmesinde de önemli olup bazı enzimlerde yer alır. Molibden, wulfenit ($PbMoO_4$) veya powellit ($CaMoO_4$) gibi minerallerde bulunursa da, asıl ticari molibden kaynağı molibdenittir (MoS_2). Molibden doğrudan madencilik yoluyla ve bakır madenciliği sırasında yan ürün olarak ta elde edilebilir. Kimyasal zellikleri bakımından krom ve wolfram ile benzerlik gösteren molibden; yüksek ergime ve kaynama noktası, yüksek ısı dayanımı, yüksek ısı iletkenliği ve düşük termal genleşme gibi üstün özelliklere sahiptir. Molibden 2623 °C de erir. Bu özelliği ile metaller arasında altıncı sırayı alır. 4639 °C de kaynayan molibden, soğukta havadan etkilenmez, akkor halindeyken oksitlenir, nitrik ve sülfürik asitlerden etkilenir, yüksek sıcaklıkta su buharını ayrıştırır. Molibden'in yoğunluğu 10,28 gr/cm³ tür. Ayrıca manyetik geçirgenliği yüksek olan ferronikelerde %5 e kadar ve kalıcı mıknatıs yapımında kullanılan alaşımlarda %20 ye kadar Mo kullanılır [46].

3.12.4. Silisyum (Si)

Silisyum, yeryüzünde en çok bulunan elementlerden biridir. Yarı iletken özelliğe sahip oluşu ve doğada, bol miktarda bulunması, transistör, diyot ve hafızalarda kullanılabilesinin pratik hızlı oluu, entegre devrelerin ve bilgisayarların silisyum teknolojisi üzerine inşa edilmesini sağlamıştır. Atom numarası (proton sayısı) 14'tür. "Si" simgesi ile gösterilmektedir. Oda sıcaklığında katı haldedir. 4A grubunda 3. periyotta bulunur. Nötr haldeki elektron dizilimi ilk katmanda 2, ikinci katmanda 8,

üçüncü katmanda 4'tür (4 adet valans elektron). Kararlı yapıya sahip değildir (nötr halde). Yoğunluğu $2,33 \text{ g/cm}^3$ 'dür. Diyamanyetik bir elementtir. Bağıl atom kütlesi (izotoplarının ortalama kütlesi) 28,0855'tir. Kararlı hale geçerken aldığı yükler nedeniyle ve ayrıca doğada çok bulunduğu için yakın gelecekte tıpkı karbon selektörleri olduğu gibi silisyum selektörleri de olacağı tahmin edilmektedir. Camın ana maddesi kum olarak bilinir. Bunun sebebi camın asıl hammaddesi olan silisyumun kumda özellikle de deniz kumunda çok bulunmasıdır. Silisyum Çeliğin bileşimine de katılır. Kusursuz Mekanik, optik, termal ve elektriksel özellikler taşıyan en ucuz madde olan kum halindeki silika, camın da esas bileşenidir. Aşırı saf silisyum, bor, galyum, fosfor ya da Arsenik ile güçlendirildiğinde; transistörler, güneş gözeleri ve doğrultucular gibi, Elektronik endüstrisinde büyük önem taşıyan aygıtların yapımında kullanılan silikon karışımları elde edilir. Elektronik mikroçiplerin yapımında yarıiletken olarak kullanılır. Diatomlar ve radyolaralar da ve omurgasızların dış iskeletlerinin yapısına katılması nedeniyle de, yaşamsal öneme sahiptir [46,47].



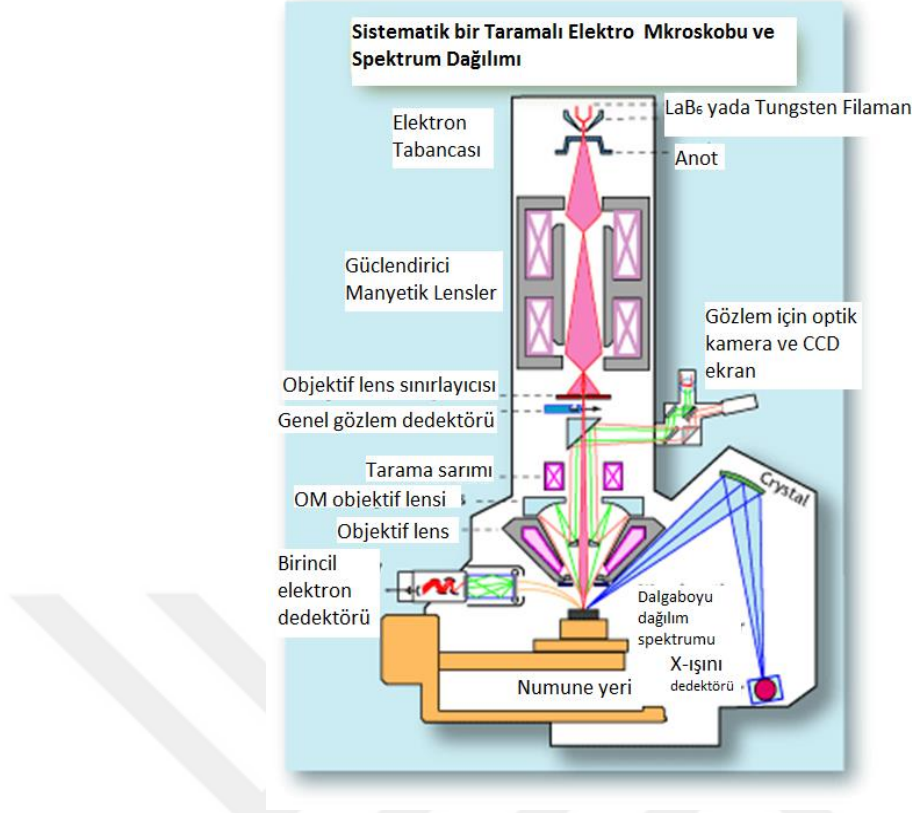
4. DENEYSEL SİSTEM VE YÖNTEMLER

4.1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)

Taramalı Elektron (SEM-Mikroskobu Scanning Elektron Mikroskobu) işlem için elektron demetini kullanan çok güçlü bir görüntülü analiz tekniğidir. Kısaca SEM olarak ifade edilir. Resim bilgisi yanında, ilave donanım ile kimyasal analiz yeteneği kazandırılmıştır. Taramalı Elektron Mikroskop 25X ila 300.000X arasında büyütme yapabilir 5 nm'ye kadar detayları tanımlayabilir, kullanımı nispeten kolaydır araştırma laboratuvarlarında yaygın olarak kullanılır [3,48].



Şekil 4.1. Numune analizinde kullanılan Ankara Üniversitesi Nükleer Araştırma Enstitüsü Laboratuvarı EVO 40 Zeiss model Taramalı Elektron Mikroskobu genel görüntüsü



Şekil 4.2. Taramalı Elektron Mikroskopuna ait bölümler ve çalışma mekanizması

Taramalı Elektron Mikroskopu Katot Işınları Tüpü mantığı ile çalışmaktadır. Numuneler vakum yapılarak havası boşaltılmış bir tüpe yerleştirilir. Elektron demeti uygun potansiyel altında hızlandırılıp numune üzerine düşürülür. Elektron demetinin numune ile etkileşiminden ortaya çıkan sinyaller uygun algılayıcılar tarafından tutulduktan sonra çeviriciler tarafından görüntüye dönüştürülerek yüzey incelemesi yapılan numunenin yüzey görüntüsü elde edilir [49].

EDX (Energy Dispersive X-Ray) tekniği ise yine SEM bünyesinde malzeme atomlarına ait elektronların X-ışınlarını yakalayıp malzeme analizinin yapıldığı bir tekniktir. SEM tekniği ile numune yüksek enerjili elektronlarla tarandığında numunede enerji alan atomlara ait elektronlar kopar. Kopan bu elektronlar K ve L kabuğundan kopmuşlarsa atomu karasız hale getirir ve diğer kabuktaki elektronlar boşalan bu orbitallere geçiş yaparlar. Dış orbital enerji seviyesi iç orbitallerden yüksek olduğundan elektronlar iç kabuklara geçerken enerji kaybederler. Bu enerji

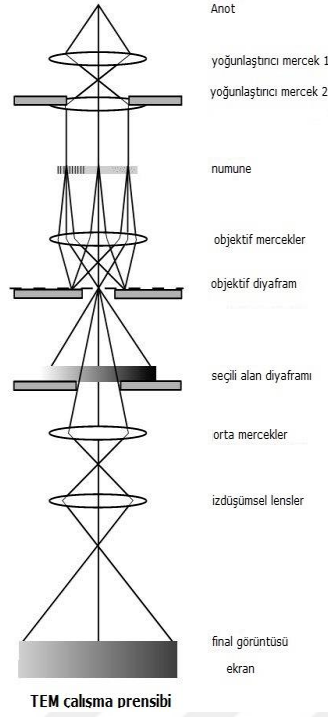
X-ışını şeklinde etrafa saçılır, saçılma bu ışınlar dedektörle toplanarak ekrana yansıtılır. Bu ışınlar geldiği atomun orbital durum bilgilerini içerir. Bu analiz yöntemi malzeme hakkında çok önemli morfolojik mikro yapısal bilgiler verdiği gibi atomik kütle yüzde oranları, safsızlık vb. analizleri için kullanılır.

4.2. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM)

İnce numune üzerine gönderilen yüksek gerilim altında hızlandırılmış elektronlardan bir kısmı etkileşmeden numuneden geçerken geriye kalanlarda Bragg Kırınım şartını sağlayarak kırınıma uğrar. Bu tür elektronları kullanarak numunenin iç yapısının incelenmesi Geçirmeli Elektron Mikroskopunda yapılır. Kısaca TEM olarak ta ifade edilir.



Şekil 4.3. Numune analizinde kullanılan Kırıkkale Üniversitesi Merkez Laboratuvarından TEM'in genel görüntüsü



Şekil 4.4. Geçirmeli Mikroskobuna ait bölümler ve çalışma mekanizması [39]

Elektron Mikroskopları temel ve fonksiyonel olarak optik mikroskoplarla aynıdır. Optik mikroskop ışını kullanırken elektron mikroskop elektronu kullanır [1,2].

TEM’de elektronlar, elektron kaynağından dışarı çıktıktan sonra ilk olarak yoğunlaştırıcı merceklerle girerler. Bu mercekler kaynaktan çıkan elektronları odaklayarak elektron demetinin düzgün bir şekilde numunenin üzerine düşmesini sağlar. Numunenin üzerine düşen elektronlar numune ile etkileşerek diğer taraftan çıkarlar. Numuneden çıkan elektronlar objektif mercekte yeniden odaklanır. Objektif mercekten hemen sonraki objektif yarığı objektif merceğinden çıkan demetteki geniş açılı elektronları durdurarak kontrastın artmasını sağlarken bölge seçme yarığı da kontrol edilir bu yarıklardan sonra elektronlar projektör merceğe girerler ve burada bulunan sistem en iyi görüntü kalitesi elde edecek şekilde elektron demetine son şeklini verir. Son olarak demet fosfor ekrana düşerek incelenen numunenin TEM görüntüsünü verir [1,40].

TEM incelemelerinde elektron kırınım görüntüsü ve aydınlık alan görüntüsü olmak üzere iki temel görüntü kullanılır. Elektron kırınım görüntüsü numune üzerine düşüp

kırınımına uğramış elektronların oluşturduğu görüntüdür. Bu görüntü üzerindeki noktalar (hkl) Miller İndisleri ile gösterilen atomik düzlemleri temsil eder. Numune içinde etkileşmeden geçen ve kırınımına uğrayan elektronların birlikte oluşturduğu görüntü ise aydınlık alan görüntü olarak bilinir [1,50].

Bu çalışmada deneysel yöntem olarak numune alaşımını belirleme, numuneyi uygun şartlarda elementlerin yüzdece miktarını belirleyerek karışım oluşturuldu. Hazırlanan numuneler vakum ortamında tavlansak homojenize edilmiş, numunenin SEM için elmas testere ile kesilip parlatılması, TEM için elmas testere ile kesilip uygun kesit kazandırılması, Mössbauer spektrometresi için SEM numunesine benzer daha ince numune kesime, parlatma işlemleri, numuneye ait bulguların grafik ve fotoğraflarının ilgili cihazdan alınması ve bu verilere ait incelemenin yapılarak sonuç, yorum ve tartışma bölümünün hazırlanması yolu takip edilmiştir.

4.3. Mössbauer Spektrometresi Yöntemi

Mössbauer Olayının teorik çalışma prensibi daha önceki bölümlerde verilmiştir. Bu çalışmaya ait numune ölçümünde Kırıkkale Üniversitesi Merkez Laboratuvarındaki Spektrometre kullanıldı, ölçüm için elmas testere ile kesilen numuneler 250 µm kalınlığa kadar kesildi sonrasında değişik asit ve solisyonlarla kalınlık 50 µm kalınlığa kadar inceltildi.



Şekil 4.5. Mössbauer Spektrometresinin genel görünümü

Bir atom çekirdeğinde bozunma şemaları, uyarılmış durumdaki eneneji durumları, çekirdeğe ait kuadropol mometi, çekirdeğin manyetik dipol momentleri gibi ölçümler

Mössbauer Spektrometresi ile alınır [44]. Metal alaşımlarındaki austenite ve martensite faz dönüşümlerine ait manyetik özellikler belirlenirken Mössbauer Spektrometresinden faydalanılır [1].

Fe bazlı alaşımlarda austenite faz paramagnetik olduğunda Mössbauer Spektrumu tek soğurma çizgisi verir. Martensite faz ferromanyetik ya da antiferromanyetik özellik gösterirse Mössbauer Spektrometresinde altılı karakteristik soğurma çizgisi görülür [26].

4.4. Numunelerin Hazırlanması

İncelenen numune olan Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımları %99,9 saflıkta toz halinde bulunan Fe, Mn, Mo, Si elementlerinden oluşan karışım TÜBİTAK Gebze Araştırma Merkezi tarafından hazırlanmıştır.

Alaşıımı oluşturan elementler karışım şeklinde yüksek sıcaklıkta ergitilerek argon atmosferinde 10 cm uzunluk 1 cm çapta silindirik çubuklar şeklinde üretilmiştir. Çubuk şeklindeki numune önce elmas kesici ile SEM, TEM ve Mössbauer cihazlarına uyacak numune boyutları için yaklaşık 2 cm uzunluğunda parçalara ayrıldı. Bu parçalar vakum ortamında kuartz cam tüp içerisine alındı. Vakumlu tüp içinde numuneler homojenleştirme işlemi için 12 saat süre ile 1200°C’de fırında tavlandı. 12 saat sonunda oda sıcaklığında suya düşürülerek hızlı bir şekilde soğuması sağlandı.

4.4.1. Numunelerin Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) İncelenmesi İçin Hazırlanması

Taramalı Elektron Mikroskop için 1200°C’de 12 saat homojenize edilen numuneler parlatma işleminde kolaylık sağlaması için 2 cm uzunluğunda kesilerek düzgün yüzey parlatıldı. Parlatma işlemi için Kırıkkale Üniversitesi Merkez Laboratuvarındaki kesme ve parlatma cihazları kullanılmıştır. Numune önce 800 sonra 1000 en son

1200'lük silikon sulu zımpara ile inceltme parlatma işlemi yapıldı. Numune dağlanması için oluşturulan karışımlar:

1. Karışım %95 Metanol ve %5 Nitrik asit.
2. Karışım ise 3 birim hidroklorik asit 2 birim gliserin ve 1 birim nitrik asitten oluşmaktadır (asetikgliseriya).

Bu işlemden sonra numune sıra ile 1. karışımda 45 saniye, 2. karışımda 25 saniye dağlandı. Numunede gereken temizlik aseton kullanılarak yapıldıktan sonra numune yüzeyinde oluşan yapılar SEM'de gözlemlendi. Numunelerin yüzey morfolojisi ile birlikte çökelme ve çökelme özelliklerini gözlemlemek için ise 2 farklı noktadan "noktasal" görüntü alınarak EDX analizi yapıldı. EDX analizi mikroskopta ikincil elektronlar toplanarak yapıldı.

4.4.2. Numunelerin Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İncelenmesi İçin Hazırlanması

1200 °C'de 12 saat homojenize edilmiş numuneler TEM görüntüsü almak için hazırlandı, önce 1mm kalınlığında kesildi. Bu numune 3 mm çapında kesme aleti ile silindirik şekilde alındıktan sonra sırasıyla 600, 800 ve 1200'lük sulu zımpara ile 60 µm kalınlığa kadar inceltildi. Bu işlemden sonra 3 mm çapında kesildi. Numune %30 suda %5 hidroflorikasit ve %65 hidrojenperoksit karışımında 10 saniye bekletilerek dağlandı. Bu numune (double-jet) metodu ile 15 °C'de %8 perklorik asit %92 asetik asitte 20 V(DC) 90 mA akım Struers-Tenupol sistemi kullanılarak inceltme parlatma delme işlemi yapıldı. Hazırlanan numuneler 300 kV'luk Jeol 3010 geçirmeli elektron mikroskopta incelendi. İnceleme için standart numune tutuculardan faydalanılmıştır. Austenite ve Martesitik dönüşüm tespiti için kırınım modu kullanılmıştır.

4.4.3. Numunelerin Mössbauer Spektrometre İncelenmesi İçin Hazırlanması

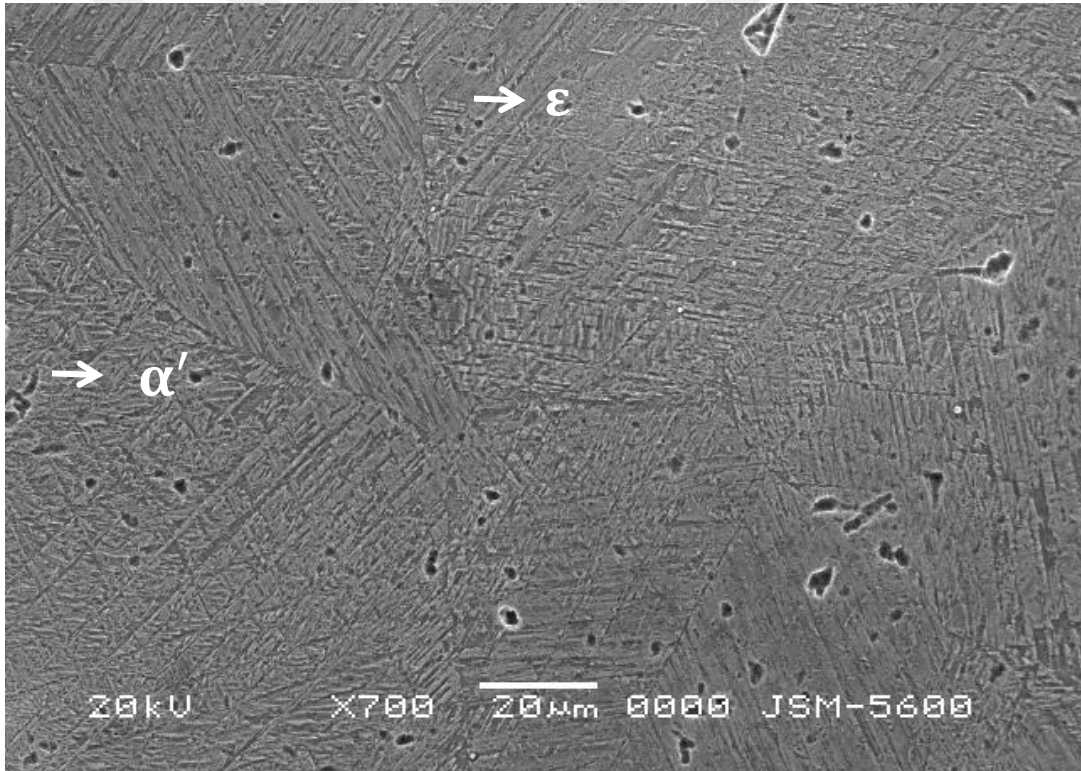
Isıl işlemi tamamlanan numuneler 0,5 mm kalınlığında kestikten sonra SEM numune hazırlama yöntemi ile hazırlandı. Numune 10 ml hidroflorik asit, 45 ml su ve 45 ml hidrojenperoksit içerisinde 50 μm 'ye kadar inceltildi. Daha sonra austenite ve martensiteye ait manyetik özellikleri incelemek için her iki numunenin Mössbauer spektrumları alındı. Oluşan datalar Wissoft 98 programı ile toplandı, spektrumlar Nomos-90 en küçük kareleri fit etme programı ile analiz edildi.



5. ARAŞTIRMA BULGULARI

5.1. Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si Alaşımının SEM İncelemesi

Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımlarına ait termal etki ile oluşan austenite ve martensite fazların yüzey incelemesi SEM ile yapıldı. 1200°C’de 12 saat süre ile homojenleştirilen numuneler oda sıcaklığında suda hızlı soğutuldu. Yapılan analiz sonuçlarında her iki numunede austenite ve martensite yapıların oluştuğu gözlemlendi. Bu durumda suda hızlı soğutmanın martensite dönüşüm için gerekli sürücü kuvveti sağladığı söylenebilir [34].



Şekil 5.1. Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına ait Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) görüntüsü

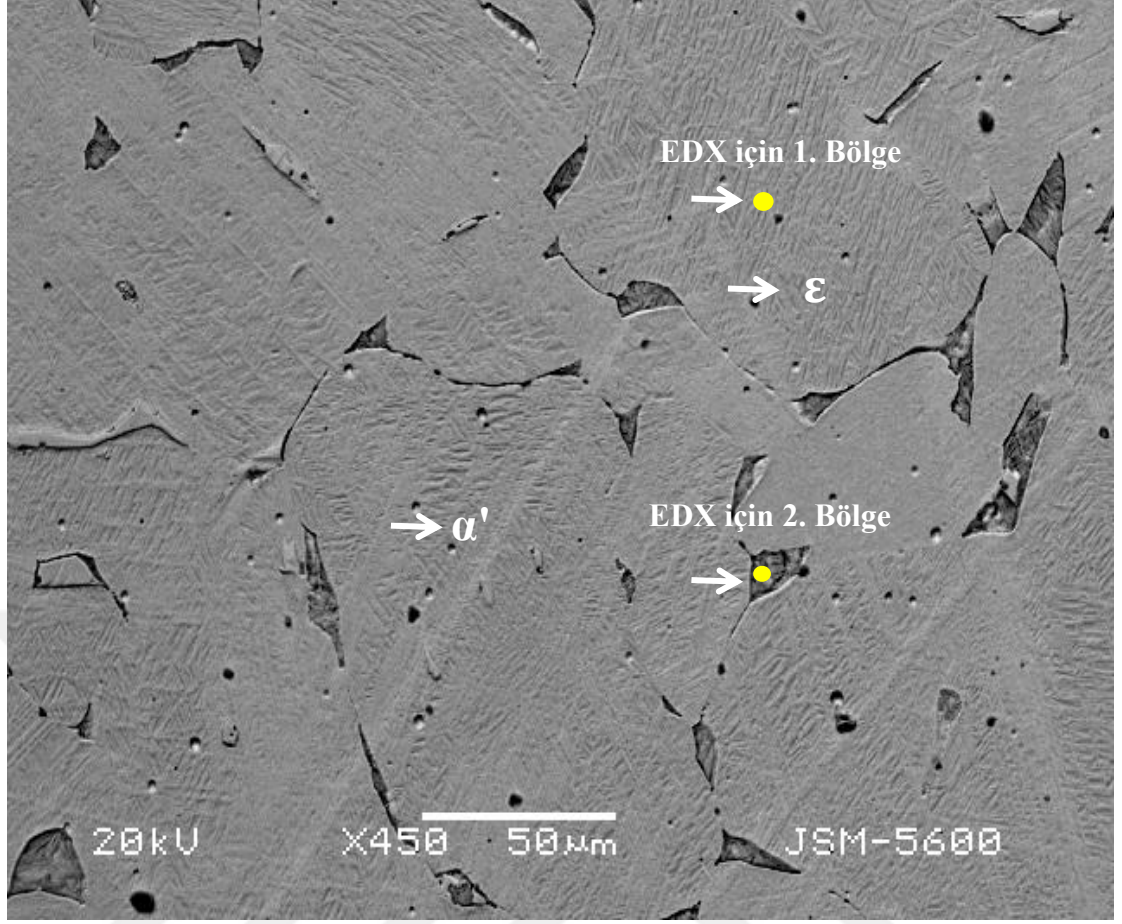
Alaşımlarda oluşan martensitik dönüşümlerin atermal olduğu görülmektedir. Bu tip dönüşümlerde çekirdeklenme ise heterojen olarak gerçekleşmektedir [2].

Şekil 5.1’de Fe-15%Mn-5%Mo alaşımında ϵ ve α' şeklinde iki farklı martensite yapı oluşmuştur. ϵ plakalar austenite tane içerisinde bir uçtan diğer uca paralel çizgili palaka yığını oluşturduğu görülmektedir. α' martensite kristalleri ise kısa iğne yapılı plaka yığınlarını oluşturmaktadır. ϵ ve α' martensite yapılarda gözlenen bu morfolojik özellikler Fe-Mn-Mo bazlı alaşımlar için literatürde yer alan çalışmalarındaki morfolojik bulgularla uyumludur [1,7,11].

Fe-15%Mn-5%Mo alaşımının yüzey incelemelerinde α' martensite miktarının ϵ martensiteden daha fazla olduğu söylenebilir. Kırındı ve arkadaşları çalışmalarında bu durumun alaşımın Mn miktarı ile ilişkili olduğunu açıklamıştır [33,15]. Literatürde Fe-Mn-Mo bazlı alaşımlarda Mn oranı %15’in altında ise daha çok α' martensite yapının ortaya çıktığı belirtilmiştir [2,7].

Şekil 5.2.’de Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımına ait SEM fotoğrafı incelendiğinde α' ve ϵ martensitelerin olduğu görülmektedir. Austenite taneler keskin sınırlarla birbirinden ayrılmış ve farklı büyüklüklerde ortaya çıkmıştır. Tane sınırları, dilokasyonlar, safsızlık atomları ve atomlar arası boşluklar gibi yapı kusurlarının olduğu bölgelerdir. Poster ve Easterling’e göre oluşan çökelti tane sınırlarında martensite plakaların büyümesini engeller [21].

Şekil 5.2.’de morfolojik olarak benzer şekilde α' martensite ince palaka yapıları oluştururken ϵ martensite plakalar paralel ince şeritler halinde yığınlar oluşturur. ϵ martensite yapılar tane sınırında ve sınır boyunca ince kabartı çizgiler oluşturarak devam ettiği görülür. Yüzey incelemelerinde Si ilaveli Fe-Mn-Mo-Si alaşımında da α' martensite miktarının ϵ martensiteden daha fazla olduğu söylenebilir.

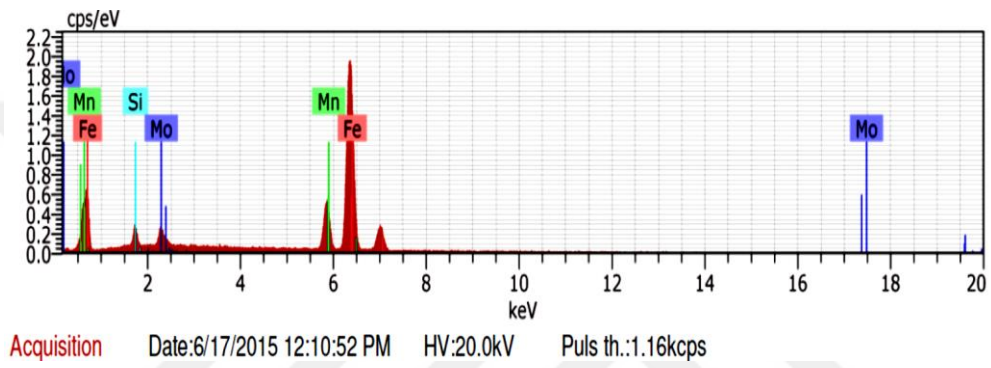


Şekil 5.2. Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımının Taramalı Elektron Mikroskobu görüntüsü

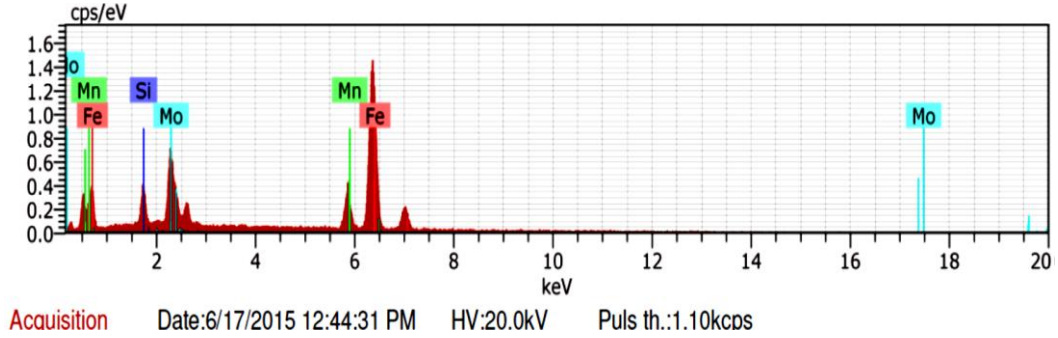
Şekil 5.2’de SEM görüntüsünde daha çok austenite tane sınırlarında olmak üzere çökeltilerin meydana geldiği gözlemlendi. Fe-15%Mn-5%Mo alaşımında görülmeyen bu çökeltilerin alaşıma Si ilavesinin bir sonucu olarak ortaya çıktığı söylenebilir. Şekil 5.2’de gösterilen iki farklı bölgeden alınan EDX analiz sonuçları Şekil 5.3’te ve Çizelge 5.1’de verilmiştir.

EDX analizi için 1. bölgeye ait analiz sonucu, bu bölgenin alaşım elementlerinin kompozisyon dağılımının alaşımdaki elementlerin genel dağılım değerlerine yakın olduğunu göstermektedir. Çökelti faz olarak ifade edilen genel olarak tane sınırlarında yoğun biçimde ortaya çıkan 2. bölgede ise Si ve Mo oranlarında büyük artış görülmektedir. Bu durumda Si ve Mo çökeltilerinden sözedilebilir. Si ve Mo

elementlerinin tane sınırlarında oldukça yoğunlaşarak Fe, Mn elementlerinin yerini aldığı görülmektedir. Alaşımda bu iki elementin çökelti bölgesinde birikmesi tane sınırlarında yoğunlaşması dikkat çekici bir sonuç oluşturmıştır. Çökeltmenin tane sınırında oluşmasının alaşımlarda termodinamik (ısı) bir sonuç olduğu belirtilmiştir [54]. Literatüre göre tane sınırlarındaki çökeltilerin dönüşüme engel oluşturarak dayanım ve sertliği artırdığı ve süneklik ve tokluğu da artırarak ayrıca malzemenin kohezyonlara karşı direncini arttığı, süper alaşımlar için değişik morfolojik sonuçlar ortaya çıkardığı bilinmektedir [10,18,16].



a)



b)

Şekil 5.3. Şekil 5.2.'de Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımı için seçilen bölgelere ait EDX analiz grafikleri. a) 1. Bölgeye ait EDX analizi, b) 2. Bölgeye ait EDX analizi

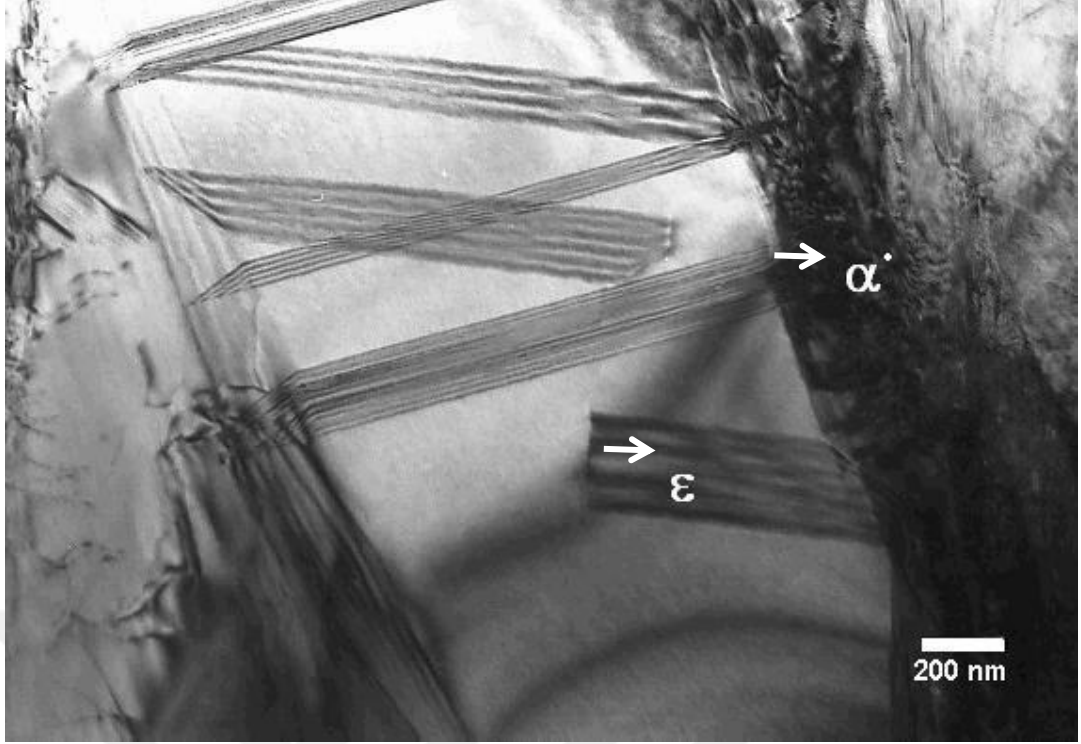
Çizelge 5.1. Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımına ait Şekil 5.3'te belirtilen bölgelerin SEM-EDX analiz sonuçları

Elementler	Fe	Mn	Mo	Si	Toplam (%)
1. Bölge	77,57	14,63	5,37	2,43	100
2. Bölge	60,86	9,93	25,13	4,08	100

5.2. Fe-15%Mn-5%Mo alaşımı ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si Alaşımlarına Ait TEM İncelemesi

Şekil 5,3.'te Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına ait TEM görüntüsü verilmiştir. Burada ϵ ve α' martensite yapılar görülmektedir. Austenite faz ile birlikte içinde yığılma kusurları bulunan kısımlar görülmektedir. Bu istifler ϵ martensitenin oluşumu için önemlidir çünkü bu dizilim ve yığılma ϵ martensit için embriyo formunu oluşturmaktadır [36].

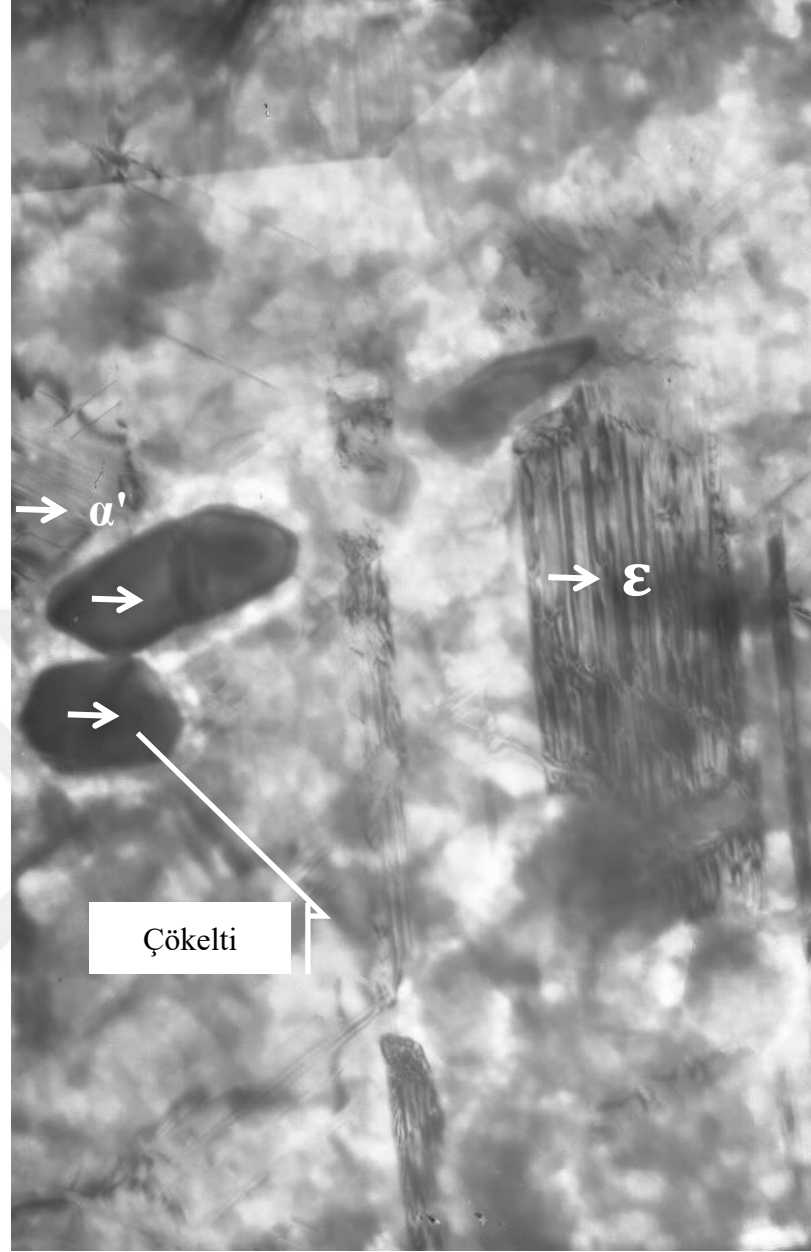
Yapılan araştırmalarda ϵ martensite oluşumunu ortaya koyan austenite fazda zamanla meydana gelen kusurlar meydana gelen yığılma ve istif yapılarını meydana getirmektedir. Şekil 5,3.'te verilen TEM görüntüsünde bu durum gözlenmektedir. ϵ martensite dönüşüm oluşur [36]. Numunedeki yığılma kusurları, küçük ölçüde enerji değerleri ve dislokasyonlar ile meydana gelirken, α' faz ϵ fazın deformasyonu ile meydana gelir, doğrudan oluşan α' dönüşümleri austenite γ faz dönüşümlerinden oldukça küçüktür [4,53]. Kristalografik dönüşüm sonucu oluşan α' martensite yapının temel yapı austenite yapı ile sıkı bir ilişkisi olduğu tespit edilmiştir [52].



Şekil 5.4. Fe-15%Mn-5%Mo alaşıma ait aydınlık alan TEM görüntüsü

Şekil 5,4'te Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşıma ait TEM görüntüsü verilmiştir. Alaşımın ısıtılma işlemi tabi tutulup hızlı soğutma işleminden sonra değişik martensitik dönüşümlere rastlanmıştır. Burada α' dönüşüm dikkat çekici biçimde görülür. Austenite fazın zamanla dönüşümü ile oluşan martensite yapı ve dislokasyon kusurları ile çökeltmenin tane sınırlarında termal etki ile birikmesi ϵ fazın oluşumuna sebep olmuştur [54].

Ayrıca Fe-15%Mn-5%Mo alaşıma Si elementi ilave edildiğinde α' ve ϵ martensite yapılara ek olarak çökelti yapısının oluştuğunu elde edilen TEM görüntüsünde tespit etmek mümkündür.



Şekil 5.5. Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımasının TEM görüntüsü. Numunenin martensite plakalarına ait b.c.c.(α'), h.c.p.(ϵ) ve çökelti görüntüleri

Çökelti en iyi matris tane sınırlarında ya da örgü kusurlarında çekirdeklenir ve büyür [24,25]. Burada α' ve ϵ yapılara ait tek kristal yapılar gözlemlendi. ϵ plakalar bazı bölgelerde yoğunluğu az bazı bölgelerde düzgün şekilde yerleşmiş plakalar halinde görülür. Meydana gelen oluşum farklılıkları ϵ martensite için oluşacak dislokasyonların temelini oluşturur. Dislokasyonun yoğun olarak gözlemlendiği yerlerde

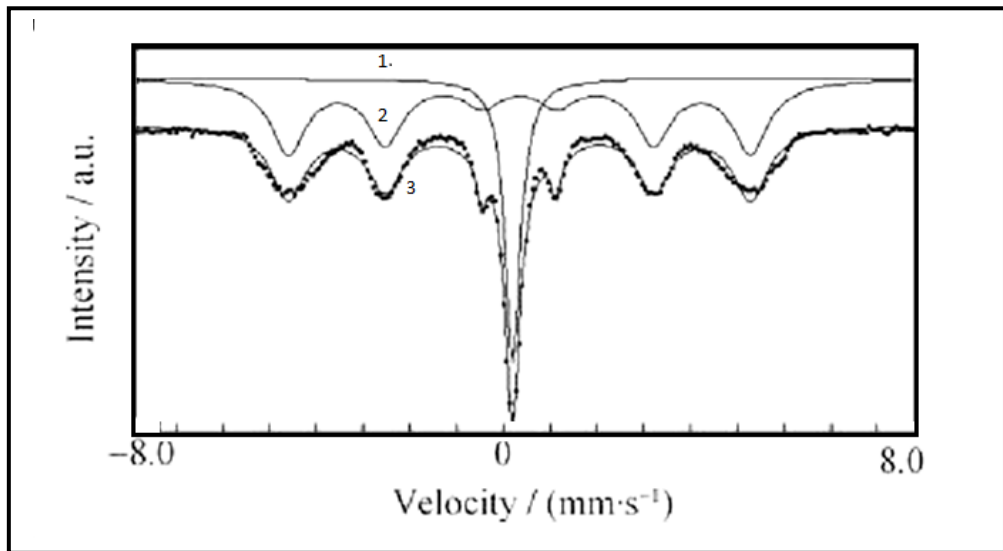
α' martensite yapılara rastlanır. α' yapılar kısa istiflenmiş yapılar oluşturur. Martensitik dönüşümler arasında çökeltiye ait topaklanma şeklinde hacimlere rastlanır. Çökelti bölgeleri çoğunlukla ε yapı için sınır oluşturur ve martensite yapının bu tane sınırlarında son bulunduğu gözlenir. Si katkısının alaşımda morfolojik ve mikroyapısal olarak zengin durumlar ortaya çıkardığı görülmektedir.

5.3. Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si Alaşımına Ait Manyetik Özelliklerin İncelenmesi

Isıl işleme tabi tutularak hızlı soğutulan numunelerin austenite ve martensite yapılarındaki manyetik özellikleri incelemek ve Si ilavesinin madde içi manyetikliğe etkisini araştırmak için oda sıcaklığında Mössbauer Spektrumları alındı. Bu spektrumlar Şekil 5,5.'te, elde edilen sonuç ise Çizelge 5,2.'de verildi.

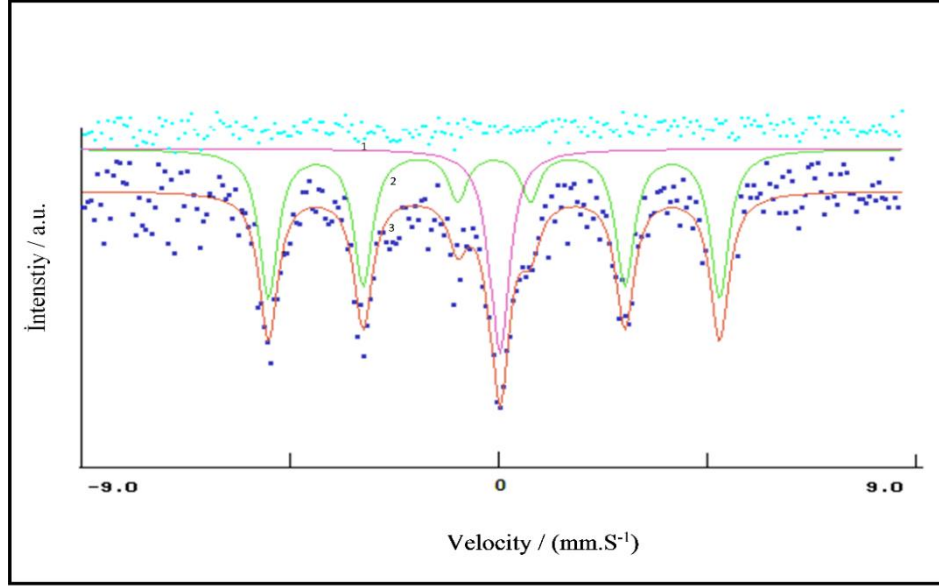
Mössbauer Spektrumlarında γ yapı paramanyetiktir bu yapı tekli pik verir [15]. α' martensite yapı ise altılı pik verir bu durum yapının ferromanyetik ya da antiferromanyetik olduğunu gösterir [7,26].

Fe bazlı alaşımlarda austenite fazın paramagnetik özellik gösterdiği bilinmektedir. Her iki numunede $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ve $\gamma \rightarrow \alpha'$ dönüşümünün meydana geldiğini söyleyebiliriz. Hızlı soğuma sonucunda numune Neel (T_N) sıcaklığı üzerinde paramanyetiklikten antiferromanyetikliğe geçiş gözlenir [15,36,55,56].



a)

Devamı



b)

Şekil 5.6. a) Oda sıcaklığında Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına ait Mössbauer spektrumu
b) Oda sıcaklığında Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımına ait Mössbauer spektrumu

Mössbauer Spektrometresi yöntemi kullanılarak elde edilen austenite ve martensite fazların oluşum yüzdeleri, martensite faza ait iç manyetik alan değerleri ile austenite ve martensite yapılara ait izomer kayma değerleri Çizelge 5.2’de verilmiştir. Mössbauer yöntemi ile alaşımda oluşan austenite ve martensite fazların hacim oranları da belirlenebilmektedir. Hacim yüzdeleri fazların gösterdiği farklı manyetik karakteristikler yoluyla hesaplanır. Ancak, γ austenite ve ϵ martensite fazın her ikisi de paramanyetik özellik gösterdiği için oda sıcaklığındaki Mössbauer Spektrometresi ile bu fazları birbirinden ayırmak mümkün değildir [56]. Bu nedenle Çizelge 5,2’de γ ve ϵ fazlarının hacim oranı birlikte değerlendirilmiştir.

Şekil 5,5. a’da 1, 2, 3 numaralı piklerden; 1 nolu pik paramanyetik yapıya ait γ ve ϵ yapıya aittir. 2 nolu pik α' yapıya aittir. 3 nolu pik ise 1 ve 2 nolu pikin üst üste gelmiş şeklini verir. Bu durumu Şekil 5,5. b’de verilen numune içinde düşünebiliriz.

Şekil 5,5. a’da Fe-15%Mn-5%Mo alaşımında yapılan çalışmalarda ferromanyetik madde miktarının artışı ile iç manyetik alanın azaldığı Mössbauer Spektroskopi yöntemi ile bulunmuştur. Hızlı soğuma ile birlikte oluşan martensite miktarının ve izomeri kayma değerinin arttığı buna karşın martensite fazın iç manyetik alanının azaldığı görülmüştür [21,37].

Çizelge 5.2. Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si numunesine ait bazı Mössbauer Parametreleri tablosu

Alaşım	$\gamma+\epsilon$ phase /Vol%	α' phase /Vol%	$\delta_{\gamma+\epsilon}$ /(mm.s ⁻¹)	$\delta_{\alpha'}$ /(mm.s ⁻¹)	$B_{hf}(\alpha')$ /T
Fe-15%Mn-5%Mo	28,136	71,864	0,3439	0,1104	30,54
Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si	24,018	75,982	0,3060	0,1200	32,53

Şekil 5,5.’te Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına Si ilave edildiğinde paramanyetik ve ferromanyetik fazların hacim oranlarının değiştiği gözlenmiştir. α' martensite miktarının artışı ile alaşımın iç manyetik alan değerinin de değiştiği görülmektedir. Alaşıma Si ilave edildiğinde $\gamma + \epsilon$ miktarı azalırken α' martensite dönüşümünde artış olmuştur. α' martensite miktarındaki artış ile birlikte alaşımdaki iç manyetik değeri de artmıştır [53]. Bu durumda Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına Si ilave edildiğinde alaşımın iç manyetikliğinin arttığı söylenebilir.

6. SONUÇ

Yapılan çalışmada Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımlarında termal etki ile meydana gelen martensite dönüşüm tespit edildi. Isıl işlem sonunda numunelerin hızlı soğutulması sonucu numunelerde meydana gelen sıcaklık değişiminin martensitik dönüşüm için gerekli sürücü kuvveti meydana getirdiği tespit edildi. Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımında sıcaklık değişimi sonucu meydana gelen enerji farkının alaşımlarda $\gamma + \epsilon$, $\alpha' + \epsilon$, ve $\gamma \rightarrow \alpha'$ martensite dönüşümleri meydana getirdiği tespit edildi.

Numunelerde dönüşüm başlama sıcaklığı olan (M_s)'nin oda sıcaklığı üzerinde olduğu tespit edildi. Alaşımlarda açığa çıkan martensite ve austenite plakalar farklı fiziksel morfolojiye sahiptir. Bu alaşımlarda ϵ martensite plakaların paralel ince şeritler halinde yığınlar oluşturduğu görüldü. Tane sınırlarında ise dilokasyonlar, safsızlık ve atomlar arası boşluk gibi yapı kusurlarının olduğu belirlendi. Alaşımlarda martensite oluşum için çekirdeklenme ise heterojen olarak gerçekleşmiştir [1,2].

Fe-15%Mn-5%Mo alaşımının SEM ile yüzey incelemeleri yapıldı, α' martensite miktarının ϵ martensiteden daha fazla olduğu tespit edildi. ϵ plakalar austenite tane içerisinde bir uçtan diğer uca paralel çizgili plakalar yığını oluşturduğu görülmektedir. α' martensite kristalleri ise kısa iğne yapılı plaka yığınlarını oluşturmaktadır. Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si SEM fotoğrafından ϵ plakadan ve $\epsilon - \alpha'$ plakaları arası tane sınırından olmak üzere iki adet EDX (Elektron Dispersive X-ray) analizi alındı. SEM görüntüsü Şekil 5,2'de martensite bölgesinden alınan EDX analizi Çizelge 5,1.'de verildi. Bu alaşıma ait SEM fotoğrafında austenite taneler sınırlarla birbirinden ayrıldığı ve farklı büyüklüklerde olduğu ortaya çıkmıştır. α' ve ϵ martensite yapıların olduğu görülmüştür. Yine EDX analizinde çökelti bölgeleri olan tane sınırlarında Si ve Mo miktarının önemli ölçüde arttığı gözlemlendi alaşımdaki oranı %2 (kütlece %) olan Silisyumun tane sınırlarında % 4,08'e yükseldiği görülmektedir. Alaşımda yüzde kütlesi %5 olan Mo tane sınırlarında çöklerek % 25,13'e kadar çıkmıştır. Literatüre göre tane sınırlarının ve çökeltilerin dönüşüme engel oluşturarak dayanım ve sertliği artırdığı süneklik ve tokluğu artırdığı ayrıca malzemenin kohezyonlara karşı direncini artırdığı, süper alaşımlar için değişik morfolojik sonuçlar ortaya çıkarmıştır.

Çökeltinin tane sınırlarında oluşması ise termodinamik (ısı) bir etken olarak açıklanmıştır [10,18,16,54].

Fe-15%Mn-5%Mo ve Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımlarına ait TEM incelemelerinde her iki numunedeki yığılma kusurlarının, küçük ölçüde enerji değerleri ve dislokasyonlar ile meydana geldiği gözlemlendi. Fe-15%Mn-5%Mo alaşımına ait TEM görüntüsünde ϵ ve α' martensite yapılar görülmektedir. α' dönüşümleri austenite γ faz dönüşümlerinden oldukça küçüktür. Austenite faz ile birlikte içinde yığılma kusurları bulunan kısımlar bulunmaktadır. Bu yığılmalar ϵ martensitenin oluşumu için önemlidir. Yığılma kusurları Si katkılı Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si numunesinde arttığı gözlemlendi. Tane sınırındaki Si ve Mo çökeltilerinin dislokasyon dağılımını etkilediği tespit edildi. Si elementi ilave edildiğinde α' ve ϵ martensite yapılara ilave olarak yoğun bir çökelti yapısının oluştuğu görülmektedir. Oluşan çökelti TEM görüntüsünde topaklanma Şekil 5,4.'te görülmektedir. Si katkısının alaşımda miroyapısal olarak zengin durumlar ortaya çıkardığı görülmektedir.

Numunelerin Mössbauer Spektrometresi yöntemi ile elde edilen austenite ve martensite fazların oluşum yüzdeleri, martensite faza ait iç manyetik alan değerleri ile austenite ve martensite yapılara ait izomer kayma değerleri de Çizelge 5,2'de verildi. Mössbauer Spektrumlarında γ yapı paramanyetiktir bu yapının tekli pik verdiği açıklanmıştır [15]. α' martensite yapı ise altılı pik verir bu durum yapının ferromanyetik ya da antiferromanyetik olduğunu gösterir [7,26].

Şekil 5,5. a'da Fe-15%Mn-5%Mo alaşımında yapılan çalışmalarda ferromanyetik madde miktarının artışı ile iç manyetik alanın azaldığı Mössbauer Spektroskopi yöntemi ile bulunmuştur. Hızlı soğuma ile birlikte oluşan martensite miktarının ve izomeri kayma değerinin arttığı buna karşın martensite fazın iç manyetik alanında azalma meydana geldiği görülmüştür [21,37].

Her iki alaşımında fazlara ait hacim yüzdeleri ve iç manyetik alan değeri Mössbauer Spektroskopi yöntemi ile bulunmuştur. Fe-15%Mn-5%Mo-2%Si alaşımında paramanyetik ve ferromanyetik fazların hacim oranlarının değiştiği gözlenmiştir. α' martensite miktarının artışı ile alaşımın iç manyetik alan değerinin de değiştiği görülmüştür. $\gamma + \epsilon$ miktarı azalırken α' martensite dönüşümünde artış olmuştur. α'

martensite miktarındaki artış ile birlikte alaşımdaki iç manyetik değeri de artmıştır [53]. Bu durumda Fe-15wt%Mn-5wt%Mo alaşımına Si ilave edildiğinde alaşımın iç manyetikliğinin arttığı söylenebilir. Fe-15wt%Mn-5wt%Mo alaşımına aynı şartlarda %2 Si ilavesi ile α' dönüşümünün arttığını göstermiştir.



KAYNAKLAR

- [1] U. Sarı, Şekil Hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni Alaşımında Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal ve Mekanik Etkiler, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enst., Kırıkkale, 2004.
- [2] Nishiyama, Z., Martensitic Transformation, Academic Press, London, 1978.
- [3] D. Arslan, Fe-%15Mn-%5Mo Alaşımında Austenite Fazın Deformasyonun Martensite Oluşumuna Etkisi. Yüksek Lisans Tezi. Kırıkkale Üniversitesi, Kırıkkale, 2010.
- [4] Dikici, M., Katıhal Fiziğine Giriş, 19 Mayıs Üniversitesi Yayınları, Samsun, 1993.
- [5] William, D., Callister, Materials Science and Engineering, Utah University Press, USA, 1990.
- [6] Sarıkaya, Y., Fizikokimya, Gazi Kitabevi, Ankara, 1997.
- [7] Yang, J. H. And Wayman, C. M., Mater Characterization, New York, 28, 37, 1992.
- [8] Y. Omurtag, M. Doruk, Fe-Si Alaşımlarının Pasifleşme Özelliği Üzerine Bazı İncelemeler, O.D.T.Ü. Metalürji Mühendisliği Bölümü, Ankara, 2009.
- [9] C.T. Schade, T. Murphy, A. Lawley, and R. Doherty, Mechanical Properties of PM Alloy Systems with Silicon and Vanadium Additions, Drexel University, 3141 Chestnut Street, Philadelphia, PA 19104 – USA, 2010.
- [10] Ratanaphan S., Yoon Y. And Rohrer G.S., The Five Parameter Grain Boundary Character Distribution Of Polycrystalline Silicon. New York 2014.
- [11] Olson, G.B. and Cohen, M., A General Mechanism of Martensitic Nucleation, Part III- Kinetic of Martensitic Nucleation. Metall Trans. A, 7A, 1915, 1976.
- [12] Mohan Babu, T.V.S.M. and Bansal C., J. Mater Science Letter, 32, 1587, 1997.

- [13] Cristian, J.W., The Theory of Transdormations in Meytals and Alloys Pergamon Press, London, 1975.
- [14] Askeland, D.R., The Science and Engineering of Materials. Cilt 1 (Çeviri Dr. M. Erdoğan) Nobel Yayınları, 1998.
- [15] Kırındı T., Sarı U., and Kurt M., Mössbauer and electron microscopy study of martensitic transformations in an Fe-Mn-Mo alloy, Kırıkkale University, s. 448,449,452, Kırıkkale 2009.
- [16] M.F., Aycan, Yaşlandırma Isıl İşleminin SiC ve Al₂O₃ Parçacık Takviyeli Alüminyum Alaşımı Esaslı Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, TOBB Ün. Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2010.
- [17] Clapp, P. C. J. De Physique 5. C8, 11-19, 1995.
- [18] Chen, W. and Chaturvedi, M.C., The Influence of Grain Boundary Precipitates on Creep Fracture of Inconel 718, Dept. of Mechanical and Industries Engineering The University of Manitoba Winnipeg, Manitoba, Canada, 1994.
- [19] Kittel C., Katıhal Fizigine Giriş, (Çeviri: Bekir Karaoğlu) Bilgi Tek Yayıncılık, İstanbul, 1996.
- [20] Olson, G.B., Cohen, M., Metall. Trans. A, 7(12), 1897-1904, 1976.
- [21] Porter, D.A., Easterling, K.E. Phase Transformation in Metals and Alloys, Champman and Hall, London, 1981.
- [22] Maki, T., Tsuzaki, K., Proc. of ICOMAT-92, 1151-1162, F.
- [23] Aydın, A., Güler, E., Aktaş, H., Gungunes, H., Bull. Mater. Sci., 25, 359, 2002
- [24] K. Nurveren, Demir Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımlar Niğde Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, Cilt 2., 10,16, 2013.

- [25] A. Akdoğan, K. Nurveren, Şekil Hafızalı Alaşımlar Niğde Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Niğde, 2013.
- [26] Durlu, T.N., The Effect of $\gamma - \alpha - \gamma$ Cycles on Strain-Induced Martensite Formation in on Fe-%27,3Ni Alloy. J. Mater Science Letter. 11,702, 1992.
- [27] Durlu, T.N., Difüzyonsuz faz dönüşümü üzerine yeni gözlemler, Türk Fizik Derneği 19. Fizik Kong., Elazığ, 4s 2000.
- [28] Durlu, T.N., F.Ü. fen ve Müh. Bilimler Dergisi, 13(1), 1-11. 2001.
- [29] Resim, <http://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/transformation-induced-plasticity-trip-steel/#sthash.qISUYQzH.dpuf> (Erişim T: 10.12.2014)
- [30] Bhadeshia D.H., H.K., Worked Examples in the Geometry of Crystals, London, 2001.
- [31] Resim, <http://muhendishane.org/kutuphane/malzeme-biliminin-fiziksel-temelleri/martensit-donusumunun-atom-duzeyindeki-isleyisi/> (erişimtarihi 31.07.2015)
- [32] Hull, D. Introduction to Dislocation, Pergamon Pres, London, 1995.
- [33] Durlu. T.N., J. Mater Science., 16, 321, 1997.
- [34] Ç. Yücel, Fe-%17,2Mn-%4,5Mo Alaşımında Difüzyonsuz Faz Dönüşümlerinin Elektron Mikroskop ve Mössbauer Spektroskopisi Yöntemleri İle İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi., Kırıkkale, 2012.
- [35] N. Aydın, , Fe-%16,34Mn-%4,06Si Alaşımında Difüzyonsuz Faz Dönüşümünün İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, K.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale, s. 2-3, 2010.
- [36] Kırındı, T., Sarı, U. and Kurt, M., Mössbauer And Electron Microscopy Study Of Martensitic Transformations In An Fe-Mn-Mo alloy, International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials Volume 17, Number 4, Page 448, 449, 450. August 2010.

- [37] M. Kurt, Fe-%15Mn-%5Mo Alaşımında Termal Etkili Martensitik Dönüşümün ve Manyetik Özelliklerin İncelenmesi, Yüksek lisans Tezi., Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale, 2008.
- [38] Ö. Uzun, Üretim Yöntemi ve Be Miktarının Cu-Al-Be Alaşımında Şekil Hatırlama Özellikleri Üzerine Etkisi., Gaziosmanpaşa Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Komisyonu, 2009.
- [39] O. Armağan, Fe-%17,3Mn-%4,6Mo Alaşımında Termal Etkili Martensitik Dönüşümler ve Martensitik Dönüşümlerin Manyetik Özellikleri Üzerine Etkisinin İncelenmesi, K.Ü. Yüksek Lisans Tezi, Kırıkkale, 2011.
- [40] Fultz, B., Howe, J., Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials, s. 2, 3, 37, 38, 40 USA, 2007.
- [41] F. Gözüak, “Synthesis and Magnetic Characterization of $\text{Co}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$ Nanoparticles”, Yüksek Lisans Tezi, Fatih Üniversitesi, Fizik Anabilim Dalı, 2008.
- [42] F. Ö. Ersoy, Magnetic and Structural Properties of Fe-Ni-Al Alloys, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fizik Mühendisliği Anabilim Dalı, İstanbul, 2011.
- [43] G. Durak, $\text{CoMnGe}_{1-x}\text{Ga}_x$ Sistemlerinin $0 \leq x \leq 0.1$ Bileşikleri İçin Yapısal, Isısal, Manyetik Ve Manyetokalorik Özelliklerinin İncelenmesi. Fizik Mühendisliği Anabilim Dalı Yüksek Lisans Tezi, Ankara, 2010.
- [44] E. Eser, Nükleer Gama Rezonans Olayında Sıcaklık Değişiminin Debye-Waller Faktörü, Doktora Tezi, Gaziosmanpaşa Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Tokat, 2010.
- [45] Gonser, U., Topics on Applied Physics, Springer, Verlag Berlin Heidelberg, New York, 1975.
- [46] Bilgi, <http://tr.wikipedia.org/wiki/Demir>., Erişim Tarihi 20.01.15

- [47] Grafik, <http://www.diyadinnet.com/YararliBilgiler-1302&Bilgi=silisyum>, (Erişim Tarihi 20.01.2015.)
- [48] Resim, <http://global.britannica.com/EBchecked/topic/526571/scanning-electron-microscope-SEM>. (Erişim Tarihi 21.09.2012.)
- [49] T. Kırındı, Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni Alaşımında Martensitik Dönüşümler Üzerine Termal ve Zor Etkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale, 2004.
- [50] A. ř. Tekerek, LaMn₂Si₂ Alaşımının Nanoparçacıklarının Manyetik ve Yapısal Özellikleri, Ankara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enst., Ankara, 2007.
- [51] Inagaki, H., In Situ TEM observation of the $\alpha(\text{b.c.t.}) \rightarrow \text{f.c.c.}(\gamma)$ Reverse Transformation in Fe-%14Mn-%6Si-%9Cr-%6Ni Shape Memory Alloy. Z. Metallkd. 83, 304, 1992.
- [52] 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. 488- 129–133, 2010
- [53] Sarı U., Guler E., Kırındı T. And Dikici M., Characterization Of Martensite İn Fe–25%Ni–15%Co–5%Mo Alloy. Journal Of Physics And Chemistry Of Solids. 1226–1229, 2009.
- [54] Horiuchi T., Satoh N., Relationship Between Duplex Grain Structure And Grain-Boundary Precipitates İn Ni₂m-Stabilized Alloy. Hokkaido Institute Of Technology, 165-173, Japan, 2013.
- [55] Kırındı T., Sarı, U., J. Alloys Compd., 488, 129, 2010.
- [56] Sarı, U., Kırındı T., Yüksel M., Ağan S., J. Alloys Compd., 476, 160-163 2009.