T.C.

KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

DOKTORA TEZİ

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo ALAŞIMLARININ FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

GÖKÇEN DİKİCİ

HAZİRAN 2009

Fen Bilimleri Enstitü Müdürünün onayı.

30/6/2009

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

Bu tezi okuduğumuzu ve Doktora tezi olarak bütün gerekliliklerini yerine getirdiğini onaylarız.

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Saffet NEZİR

Prof. Dr. İlhan AKSOY

Prof. Dr. Şerafettin EREL

Prof. Dr. Ayşe AYDOĞDU

Doç. Dr. Orhan UZUN

ÖZET

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo ALAŞIMLARININ FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

DİKİCİ, Gökçen

Kırıkkale Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı, Doktora Tezi

Danışman: Prof. Dr. Saffet Nezir

Haziran 2009, 109 Sayfa

Bu çalışmada, Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında termal etki ile meydana gelen martensitik faz dönüşümlerinin, kinetik, morfolojik, kristalografik ve manyetik özellikleri araştırıldı. Her iki alaşım için martensite başlama sıcaklığı (M_s), austenite başlama sıcaklığı (A_s) ve austenite bitiş sıcaklığı (A_f) Diferansiyel Taramalı Kalorimetresiyle (DSC) belirlendi ve martensitik dönüşümün kinetiği atermal özlellikli olarak bulundu.

Bu alaşımlarda martensitik dönüşümlerin mikroyapısal ve kristalografik özelliklerini belirlemek için Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) metodları kullanıldı. Austenite kristal yapısında oluşan (b.c.c.) martensite'nin Kurdjumov-Sachs türü dönme bağıntısına

uyduğu bulundu. Austenite ve martensite fazlara ait ana düzlemler ve örgü parametrelerini belirlemek için X-Işınları kırınım metodu kullanıldı.

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında oluşan austenite ve martensite faza ait hacim yüzdeleri, izomer kayma değerleri ve martensite fazın iç manyetik alan değerleri Mössbauer spektrometresi yöntemi kullanılarak belirlendi. Bu alaşımlar için Mössbauer spektrumları austenite fazın paramanyetik, martensite fazın ise ferromanyetik (ya da antiferromanyetik) özellik de olduğunu gösterdi.

Anahtar Kelimeler: Austenite, Martensite, Martensitik Dönüşümler, Atermal Martensite, SEM, TEM, Mössbauer Spektrometre, DSC, XRD.

ABSTRACT

THE INVESTIGATION OF PYHSICAL PROPERTIES OF Fe-30%Ni-1%Pd and Fe-30%Ni-1%Pd-1%Mo ALLOYS

DİKİCİ, Gökçen

Kırıkkale University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics, Ph.D. Thesis

Supervisor: Prof. Dr. Saffet Nezir

June 2009, 109 pages

In this study, kinetics, morphologic, crystallographic and magnetic properties of thermally induced martensitic transformation in Fe-30%Ni-1%Pd and Fe-30%Ni-1%Pd-1%Mo alloys were investigated. Martensite start temperature (M_s), austenite start temperature (A_s) and austenite finish temperature (A_f) for both alloys determined by Diferential Scanning Calorimetry (DSC) and kinetics of the martensitic transformation was found to be as athermal type.

Scanning Electron Microscopy (SEM) and Transmission Electron Microscopy (TEM) methods were applied for revealing microstructural and crystallographic properties of martensitic transformations in these alloys. It was also found that the (b.c.c.) martensite which was formed in the austenite matrix exhibited a Kurdjumov-Sachs type orientation relationship. X-ray

diffraction method was used to determine lattice parametres and planes of austenite and martensite phases.

The volume fraction changes of martensite and austenite phases, the hyperfine magnetic field of martensite phase and isomery shift values in Fe-30%Ni-1%Pd and Fe-30%Ni-1%Pd-1%Mo alloys have been determined by Mössbauer spectroscopy. The Mössbauer spectra for these alloys showed a paramagnetic character for the austenite phase and a ferromagnetic (or antiferromagnetic) character for the martensite phase.

Key Words: Austenite, Martensite, Martensitic Transformations, Athermal Martensite, SEM, TEM, Mössbauer Spektroscopy, DSC, XRD.

Sevgili aileme…

TEŞEKKÜR

Doktora tezimin hazırlanmasında ilgi ve yardımlarını esirgemeyen tez danışmanı hocam Sayın Prof. Dr. Saffet NEZİR' e, tez çalışmalarının her aşamasında değerli bilgi, öneri ve eleştirileri ile bilimsel deney imkanlarını sonuna kadar bizlerin hizmetine veren Sayın Prof. Dr. Tahsin Nuri Durlu ve Sayın Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ' ye, labaratuar çalışmalarında desteklerini esirgemeyen Sayın Yrd. Doç. Dr. Talip KIRINDI' ya teşekkür ederim.

Bana birçok konuda olduğu gibi, tezimi hazırlamam esnasında da yardımlarını esirgemeyen ve büyük fedakarlıklarla bana destek olan arkadaşım Y. Göktürk YILDIZ' a sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET……i

ABSTRACT……...iii

TEŞEKKÜR……...vi

İÇİNDEKİLER……vii

ÇİZELGELER DİZİNİ……x

ŞEKİLLER DİZİNİ……..xi

SİMGELER DİZİNİ……xvii

1. GİRİŞ……...1

1.1. Kaynak Özeti…..……3

1.2. Çalışmanın Amacı……..5

2. MATERYAL VE YÖNTEM……...7

2.1. Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri……..7

2.2. Austenite-Martensite Faz Dönüşümlerinin Genel Özellikleri……...8

2.3. Martensitik Dönüşümün Oluşum Şekli……..…12

2.4. Martensitik Faz Dönüşümlerinin Kinetik Özellikleri……....16

2.5. Martensitik Faz Dönüşümlerinin Tersinir Olma Özelliği..…….20

2.6. Martensitik Faz Dönüşümlerinin Kristalografik Teorileri……....24

2.7. Kullanılan Deneysel Teknikler……..……...35

2.7.1. Mössbauer Spektrometresi Sistemi …….35

2.7.1.1.Mössbauer Olayının İlkeleri……..36

2.7.1.2. Mössbauer Spektroskopisinden Elde Edilebilecek Bilgiler…….....41

2.7.2. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sistemi… ..…....47

2.7.3. X-Işını Difraktometresi Sistemi ……49

2.8. Deneysel Materyal ve Yöntem……50

2.8.1. Alaşımların Üretilmesi……50

2.8.2. X-Işını Difraktometresi (XRD) Ölçümleri İçin Numunelerin Hazırlanması……53

2.8.3. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri İçin Numunelerin Hazırlanması……53

2.8.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri İçin Numunelerin Hazırlanması……54

2.8.5. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İncelemeleri İçin Numunelerin Hazırlanması……55

2.8.6. Mössbauer Spektrometresi Ölçümleri İçin Numunelerin Hazırlanması……55

3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA……57

3.1. Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo Alaşımlarının Örgü Parametrelerinin X-Işını Difraktometresi (XRD) Metodu İle İncelenmesi……57

3.2. Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo Alaşımlarında Oluşan Austenite-Martensite Faz Dönüşümünün Termal Özelliklerinin Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Yöntemi İle İncelenmesi……62

3.3. Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo Alaşımlarında Termal Etkili Martensitik Faz Dönüşümlerinin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İle İncelenmesi……73

3.4. Termal Etkili Atermal Martensitik Dönüşümün
Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ile İncelenmesi…….....78
3.5. Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo Alaşımlarında Oluşan Austenite-
Martensite Faz Dönüşümünün Manyetik Özelliklerinin
Mössbauer Spektrometresi İle İncelenmesi.....……..88
4.SONUÇ……...……...94
KAYNAKLAR……..……102

ÇİZELGELER DİZİNİ

ÇİZELGE

2.1. K-S Dönme Bağımlılıkları……..……28

2.2. Hazırlanan Alaşımların EDS Oranları (% ağırlık)……...52

3.1. Fe-%30Ni-%1Pd Alaşımının XRD Sonuçları ve Austenite Örgü Parametresi……..……...58

3.2. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo Alaşımının XRD Sonuçları ve Austenite Örgü Parametresi...……...59

3.3. Fe-%30Ni-%1Pd Alaşımının XRD Sonuçları ve Martensite Örgü Parametresi…...……...60

3.4. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo Alaşımının XRD Sonuçları ve Martensite Örgü Parametresi…...……...61

3.5. Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo Alaşımlarında Termal Döngü İle M_s, A_s ve A_f Sıcaklıkları Arasındaki İlişki……..…….73

3.6. Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo Alaşımlarının Mössbauer Spektrometresinden Elde Edilen Sonuçları.....……..…….92

ŞEKİLLER DİZİNİ

ŞEKİL

2.1. Martensitik dönüşümün kinetikleri (a) atermal martensite için dönüşüm yüzdesinin sıcaklıkla değişimi, (b) atermal patlama martensite, (c) izotermal martensite için dönüşüm yüzdesinin zamanla değişimi.....10

2.2. Austenite (γ) ve martensite (α) fazların serbest enerjilerinin sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi……..……..18

2.3. Termoelastik olmayan Fe-Ni alaşımı ve termoelastik olan Au-Cd alaşımında periyodik dönüşümlerin karşılaştırılması……...….22

2.4. Şekil hatırlamalı alaşımlarda üç tip deformasyon biçiminin şematik olarak gösterimi,(a) Martensite plakanın oluşumu ve zor etkisi ile martensite tabakaların kalınlaşması, (b) Uygulanan zorun etkisi ile martensite yapının varyantlarının hareketi sonucu oluşan martensite, (c) Martensite yapının zor etkisi ile başka bir martensite yapıya dönüşümü……..……..…….23

2.5. Austenite yapının 3 farklı yolla martensite yapıya geçişi…….…… …25

2.6. Bain'e göre örgü bozunumu…….……..26

2.7. Austenite'den (b.c.t.) martensite dönüşüm için Kurdjumov-Sachs'in önerdiği atom hareketleri…..……..……..27

2.8. $(111)_\gamma$ düzlemindeki kesme doğrultuları (a) N ilişkisi, (b) K–S ilişkisi……..……29

2.9. Kurdjumov–Sachs ve Nishiyama'nın ileri sürdükleri $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümlerinde kesme mekanizmaları arasındaki ilişki……..…….30

2.10. Örgü deformasyonunun iki türünün şematik gösterimi:
Kayma ve ikizlenme……..…..……..……...33
2.11. Radyoaktif $^{57}Co_{27}$ izotopunun, kararlı $^{57}Fe_{26}$ ya bozunma şeması..…..37
2.12. Rezonans olayı…….....37
2.13. Gama ışını yayınlayan bir çekirdeğin p_G geri tepme momentumu ve
E_G enerjisi ile geri tepmesi……..……38
2.14. Yayınlanma ve soğurulma çizgilerinin rezonans hali……...40
2.15. Çekirdek enerji seviyelerinin değişimi……....42
2.16. Mössbauer spektrumunda izomer kayma diyagramı……..….43
2.17. ^{57}Fe nin manyetik dipol etkileşimi ve
Mössbauer spektrumundaki sonucu……..……45
2.18. Kuadropol yarılma şeması ve Mössbauer spektrum çizgileri……..…...47
2.19. DSC'nin şematik gösterimi…….……..48
2.20. a. Yüksek atomik yoğunluklu düzlemler…..……...49
2.20. b. Atomların düzenli sıralanışından elde edilen saçılma ve kırınımın
şematik gösterimi.....50
2.21. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının EDS sonucu…….51
2.22. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının EDS sonucu…….52
3.1. 1100^{o}C de 6 saat tutulan ve fırında yavaş soğutulan Fe-%30Ni- %1Pd
numunesine ait XRD ölçümü…….57
3.2. 1100^{o}C de 6 saat tutulan ve fırında yavaş soğutulan
Fe-%30Ni- %1Pd-%1Mo numunesine ait XRD ölçümü……58
3.3. 1100 ^{0}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd
alaşımında, (-196 ^{0}C)' de austenite kristal yapısında oluşan
martensite'e ait XRD ölçümü…….……..60

3.4. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında, (-196 ^{0}C)' de austenite kristal yapısında oluşan martensite'e ait XRD ölçümü…….……..61

3.5. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem gören Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının birinci döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi……..……..……...63

3.6. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem gören Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının birinci döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi…….…….....64

3.7. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının ikinci döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi…….....64

3.8. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının ikinci döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi……..…..65

3.9. 1100 ^{0}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem gören Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının üçüncü döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi……..….65

3.10. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının üçüncü döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi…….66

3.11. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem gören Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının birinci döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi…….....67

3.12. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının birinci döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.....68

3.13. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının ikinci döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.....68

3.14. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının ikinci döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.....69

3.15. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının üçüncü döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.....70

3.16. 1100 ^{o}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının üçüncü döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.....70

3.17. 1100^{o}C de 6 saat tutulan ve fırında yavaş soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd numunesine ait austenite kristallerinin SEM fotoğrafı.....74

3.18. 1100^{o}C de 6 saat tutulan ve fırında yavaş soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo numunesine ait austenite kristalerinin SEM fotoğrafı.....75

3.19. Fe-%30Ni-%1Pd numunesinde gözlemlenen martensite kristalleri....76

3.20. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo numunesinde gözlemlenen martensite kristalleri.....76

3.21.a. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında austenite ve martensite faza ait TEM aydınlık alan görüntüsü.....79

3.21.b. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında austenite ve martensite faza ait TEM karanlık alan görüntüsü…….79
3.21.c. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında seçilmiş bölgeden alınmış kırınım deseni ve diyagramı…….80
3.22.a. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında martensite plakanın ikizlenmiş bölgesinin TEM aydınlık alan görüntüsü…….81
3.22.b. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında martensite plakanın ikizlenmiş bölgesinin TEM karanlık alan görüntüsü……81
3.22.c. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında martensite plakanın seçilmiş bölgesinden alınmış kırılma indisi ve diyagramı……82
3.23. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında TEM'de gözlenen dislokasyon ağı……..83
3.24.a. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan austenite ve martensite faza ait TEM aydınlık alan görüntüsü……...83
3.24.b. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında seçilmiş bölgeye ait elektron kırınım deseni ve indis diyagramı……84
3.25. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan ikizlenme (1 nolu ok) ve dislokasyona (2 nolu ok) ait TEM aydınlık alan görüntüsü…….85
3.26. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında dislokasyon ağının TEM görüntüsü……....86
3.27.a. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan austenite ve martensite faza ait TEM aydınlık alan görüntüsü……..86
3.27.b. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan martensite (seçilmiş) bölge üzerinden alınmış kırınım deseni ve diyagramı……..87

3.28. 1100 ^{0}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının oda sıcaklığında alınan austenite yapının Mössbauer spektrumu…..……..89

3.29. 1100 ^{0}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının oda sıcaklığında alınan austenite yapının Mössbauer spektrumu……90

3.30. 1100 ^{0}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında, (-196 ^{0}C)' de austenite kristal yapısında oluşan martensite'in oda sıcaklığında alınan Mössbauer spektrumu……91

3.31. 1100 ^{0}C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında, (-196 ^{0}C)' de austenite kristal yapısında oluşan martensite'in oda sıcaklığında alınan Mössbauer spektrumu……...91

SİMGELER DİZİNİ

SİMGE	
f.c.c. (γ)	Yüz merkezli kübik yapı
b.c.c. (α')	Cisim merkezli kübik yapı
b.c.t. (α)	Cisim merkezli tetragonal yapı
ΔW	Martensite çekirdeklenme enerjisi
Δg_c	Serbest kimyasal enerji
M_s	Austenite-Martensite faz dönüşümünün başlama sıcaklığı
M_f	Austenite-Martensite faz dönüşümünün bitiş sıcaklığı
A_s	Martensite-Austenite ters dönüşümün başlama sıcaklığı
T_o	Austenite ve Martensite fazın dengede bulunduğu sıcaklık
F^{γ}	Austenite fazın Helmholtz serbest enerjisi
$F^{\alpha'}$	Martensite fazın Helmholtz serbest enerjisi
$\Delta F^{\alpha' \to \gamma}$	Austenite ve Martensite fazlar arasındaki Helmholtz serbest enerji farkı
E_U	Uyarılmış durum enerjisi
E_T	Taban durum enerjisi
E_{γ}	Gama ışınının enerjisi

E_G	Geri tepme enerjisi
P_G	Geri tepme momentumu
δ	İzomer kayma
$B_{iç}$	Martensite fazın iç manyetik alanı
δ_A	Austenite fazın izomer kayması
δ_M	Martensite fazın izomer kayması
%A	Austenite hacim yüzdesi
%M	Martensite hacim yüzdesi

1. GİRİŞ

Günlük hayatımızın vazgeçilmez bir parçası haline gelen metallerin, milattan önce 5000'li yıllardan beri işlendiği tahmin edilmektedir. Yapılan keşifler doğrultusunda, Mısır'da bakır metalinin işlenmesiyle başlayan metal ve metal alaşımları üzerine yapılan çalışmalar günümüze kadar teknolojinin gelişimiyle paralel olarak sürmüştür[1]. Bu nedenle, o yıllardan günümüze kadar uzanan zaman diliminde bilimin ve buna bağlı olarak teknolojinin gelişmesiyle metal ve metal alaşımları birçok alanda insanoğlunun kullanımına sunulmuştur. Günümüzde hala devam etmekte olan pekçok araştırma ile metal ve metal alaşımları, fiziksel ve mekanik özellikleri geliştirilerek ulaşımdan sanayiye, tıp biliminden günlük yaşantımıza kadar birçok alanda kullanılır duruma gelmiştir.

19 y.y. sonlarından itibaren malzeme bilimi ile uğraşan araştırmacılar modern teknolojinin gelişmesiyle, özellikle yumuşak demirin çeşitli fiziksel etkilerle neden sertleştiği konusunda birçok araştırma yapmışlardır. Bu araştırmalar da bazı fiziksel ve mekaniksel etkiler sonucunda kristal yapıda ve mekanik özelliklerde oluşan değişimin, malzemedeki içyapı değişimlerinden kaynaklandığı anlaşılmıştır. Bu olay ilk olarak Alman bilim adamı Martens tarafından bulunmuş ve bu nedenle sertleştirilmiş çeliklerde bulunan ve "bileşen veya yapı" olarak belirtilen ifadeye martensite teriminin verilmesi, Martens onuruna 1895 yılında Osmond tarafından önerilmiştir[2]. Benzer şekilde, metal ve metal alaşımlarının fiziksel özellikleri üzerine

çalışma yapan İngiliz malzeme bilimci Austen[3] onuruna da yüz merkezli kübik yapının (f.c.c.) ismi "austenite" olarak adlandırılmıştır[4].

Austenite ana kristal yapının, martensite ürün faza difüzyonsuz olarak dönüşmesi şeklinde gerçekleşen martensitik dönüşümler, başlangıçta çeliğin su verilerek sertleştirilmesi sonucu ortaya çıkan bir olay iken, daha sonra yapısal, kristalografik, termodinamik, kinetik ve mekanik özellikleri nedeni ile akademik açıdan ilgi çekici bir araştırma konusu haline gelmiştir[5,6]. Bu çerçevede 1950'li yıllardan sonra elektron mikroskop yöntemlerinin gelişmesiyle austenite-martensite faz dönüşümü olayını açıklamaya çalışan modellerin gelişmesinde önemli ilerlemeler sağlanmıştır. Fakat austenite-martensite faz dönüşümü olayını tam olarak açıklayan kristalografik, kinetik ve termodinamik modellerin gelişmesi henüz tamamlanamamıştır. Bu nedenle, günümüzde bu konu ile ilgili çalışmalar devam etmektedir.

Geçmiş yıllarda demir bazlı alaşımlardaki martensitik dönüşümlerin, şaşırtıcı ve istenilen eşsiz özellikleri nedeniyle bilimsel araştırmalar bu alaşımlara odaklanmıştır[7-10]. Ayrıca, martensitik dönüşümler demir içermeyen alaşımları da içeren çok sayıda alaşım sistemlerinde bulunmuştur ve aynı zamanda saf metaller ile bileşiklerde de meydana geldiği gözlenmiştir[1]. Örneğin; Fe, Zr, Co, Li, Hg, U, Pu ve Ti gibi saf metallerde ve ZrO_2, $BaTiO_3$, V_3Si, Nb_3Sn NiTi ve NiAl gibi birkaç oksit ve metallerarası bileşiklerde meydana geldiği bulunmuştur [11].

1.1. Kaynak Özeti

Fe bazlı alaşımlarda gözlenen martensitik dönüşümler genelde yüz merkezli kübik (f.c.c.) yapıdaki ana fazın, cisim merkezli kübik (b.c.c.), cisim merkezli tetragonal (b.c.t.) veya sıkı paketlenmiş hekzagonal (h.c.p.) yapılardaki martensite faza dönüşümü şeklinde ortaya çıkar[12-15].

Kaufman ve Cohen[16], %9,5 ve %33,2 arasındaki Ni oranlı Fe-Ni sisteminde austenite ve martensite başlama sıcaklıklarını (A_s ve M_s) belirlemişlerdir. Buna göre, %9,5 Ni içeren Fe-Ni alaşımının M_s sıcaklığı 525 °C ve A_s sıcaklığı 680 °C, %29,7 Ni içeren Fe-Ni alaşımının M_s sıcaklığı -42 °C ve A_s sıcaklığı 365 °C ve %30,7 Ni içeren Fe-Ni alaşımının ise M_s sıcaklığı -72 °C ve A_s sıcaklığı ise 335 °C olarak bildirilmiştir.

Patterson ve Wayman[17], Fe-Ni alaşımlarında meydana gelen martensite'lerin ikizlenmesi, büyümesi ve kristalografisi üzerine yaptıkları araştırmada, Ni oranı değiştikçe martensite morfolojisinin değiştiğini ve meydana gelen ikizlenme bölgelerinin genişlediğini göstermişlerdir. Ayrıca %30Ni için habit düzleminin $\{3,15,10\}_\gamma$ olduğunu göstermişlerdir.

Maki ve Wayman[18], Fe-33Ni (M_s= -105 °C) ve Fe-31Ni-0,23C (M_s = -170 °C) alaşımlarının dönüşümden sonra farklı iki martensite altyapı olan "kısmi ikizlenmiş" ve "tamamen ikizlenmiş martensite" altyapıları çalışmışlardır. Fe-Ni alaşımında, ikizlenmiş (midribe yakın) ve ikizlenmemiş (arayüzeye yakın) bölgelerin her ikisi de bulunmuş, sonra düzenli bir dislokasyon ağı üretilmiş ve bu austenitin dislokasyon yapısını

değiştirmemiştir. Benzer olarak, Fe-Ni-C alaşımında, dönüşüm ikizleri ilk hücre yapısını engellememiştir.

Kajiwara ve Kikuchi[19], tersinirlik üzerine yaptığı çalışmada, Fe-%31Ni-%0,3C ve Fe-%30Ni-%0,4C alaşımları için martensitik dönüşümün başlama sıcaklığını (M_s) (-153 °C) ve Fe-%28Ni-%0,6C alaşımı için M_s sıcaklığını (-143 °C) bulmuştur.

Hayzelden ve Cantor[20], tane boyutlarının martensite başlama sıcaklığına etkisini araştırmış ve tane boyutlarının küçülmesiyle martensite başlama sıcaklığında düşüş gözlemişlerdir.

Durlu[21] Fe-%27,3Ni alaşımının tek kristalli austenite'inde oluşan martensite plakaların kesişim mekanizması üzerine yaptığı çalışmada, kesişen martensite plakalı yapıda martensite başlama sıcaklığına (M_s) yakın dönüşüm sıcaklığında çapraz plaka içinde deformasyon ikizleri oluşmasına rağmen, düşük dönüşüm sıcaklıklarında yeni martensite plakaların oluşabileceğini ve çapraz yapı içinde kesişen martensitelerin büyümeye devam edebileceğini göstermiştir.

Seo ve arkadaşları[22], Fe-%31Ni alaşımı için yaptıkları termal döngü sonucunda tane boyutlarında küçülme elde etmişler ve austenite yapının kararlılığını artan dislokasyon yoğunluğuna bağlamışlardır.

Zor ve zorlanma etkili martensitik faz dönüşümleri için yapılan çalışmalarda ise; deformasyon mekanizmasındaki değişimlerin kayma dislokasyonlarına ve ikizlenmelere sebep olduğu, özellikle zor derecesinin

artmasıyla metal alaşımlarında faz dönüşümlerinin gözlendiği; plastik deformasyon etkisinin austenite - martensite faz dönüşümü için gerekli olan sürücü kuvveti oluşturduğu, uygulanan zorun artması ile zorlanmanın da arttığı ve bu artışa bağlı olarak M_s sıcaklığında azalma olduğu, deformasyon etkisinin martensite'in miktarı ve morfolojisinde değişmelere neden olduğu; kesme zoruna martensite dönüşümün eşlik ettiği ve dönüşüm başladığında kesme düzlemlerinin austenite'in deformasyonu ile gerçekleştiği belirlenmiştir[23-32].

1.2. Çalışmanın Amacı

Metal ve metal alaşımlarının fiziksel özelliklerini belirleyici en önemli etken iç yapıdır[33]. Martensitik faz dönüşümleri de iç yapıdaki değişimin bir sonucu olduğu için bu dönüşüm üzerine pek çok araştırma yapılmıştır. Metal ve metal alaşımlarını, kullanım alanına göre daha elverişli hale getirebilmek ve oluşturulan materyallerin fiziksel özelliklerini belirlemek için süren bu çalışmalar, akademik ve teknolojik araştırmalar için önemini korumaya devam etmektedir.

Fe-Ni bazlı alaşım sisteminde günümüze kadar ki çalışmaların başlıca konusu martensitik faz dönüşümleridir. Martensitik faz dönüşümlerinin bilimsel ve teknolojik öneminden dolayı, yeni yapısal alaşımlar sürekli geliştirilmeye devam etmektedir.

Ferromanyetik şekil hatırlamalı alaşımlardan Fe-Pd ikili alaşımları, erişim düzeneği (actuator) malzemelerinde bir manyetik anahtar gibi

kullanıldığı için son zamanlarda oldukça dikkat çekicidir. Bu alaşımlar geniş mıknatıslanma, küçük termal histerisis gösteren martensitik dönüşüm, alaşımın kompozisyonu ile martensitik dönüşümün sıcaklığının kolay kontrol edilebilmesi ve yüksek esnekliğe sahiptir[34]. Ayrıca paladyum elementi korozyona karşı direçli olduğu için kaplama sanayisinde geniş şekilde kullanılmaktadır. Fe-Ni-Pd alaşımı ve Fe-Ni-Pd alaşımına Mo elementinin eklenmesiyle ilgili olarak herhangi bir litaratür çalışmasına rastlanmamıştır.

Bu doktora tez çalışmasında Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında termal etki ile meydana gelebilecek martensitik faz dönüşümlerinin, kinetik, morfolojik, kristalografik, manyetik ve yapısal özellikleri belirlenmeye çalışılacaktır. Deneysel çalışmalarda, X-Işınları kırınımı (XRD), diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC), taramalı elektron mikroskobu (SEM), geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) ve Mössbauer spektrometresi tekniklerinden faydalanılacaktır. Ayrıca, Fe-Ni-Pd alaşımına molibden elementinin katılmasıyla ortaya çıkabilecek farklılıklar araştırılacaktır.

2. MATERYAL VE YÖNTEM

2.1. Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri

Sürekli bir madde de; kristal özellikleri ve atomların düzenlenişi kendi içinde homojen olan ve fiziksel olarak maddenin diğer kısımlarından ayrılan her bölge bir faz olarak tanımlanır. Burada homojen olma, belirli fiziksel şartlar altında özel bir yapıda bulunma şeklinde tanımlanır[6,35].

Metal ve metal alaşımları, farklı fiziksel şartlar altında farklı fazlarda bulunur. Yapı içerisinde belirli fazlardan oluşan bir denge yapısından değişik fazlardan oluşan bir başka denge yapısına geçiş olayı ise faz dönüşümü olarak bilinir. Katı yapıdaki faz dönüşümleri sırasında atomlar yeni faz yapısını oluştururken yer değiştirirler. Bu yer değiştirmelerde atomların komşuluklarını korudukları dönüşümler katıhal fiziğinde önemlidir[6,35]. Diğer bir tanımda ise faz; sistem içerisinde tekrarlanabilir yapısı ve bileşimiyle, ayırt edici yüzeyler tarafından sınırlanan bir bölgedir[11].

Faz dönüşümü, olay sırasında atomların komşuluklarının değişip değişmemesine göre iki ana gruba ayrılır. Atomların komşuluklarını değiştirecek şekilde meydana gelen faz dönüşümlerine difüzyonlu faz dönüşümleri, atomların komşuluklarını değiştirmeden meydana gelen faz dönüşümlerine de difüzyonsuz faz dönüşümleri denir. Metalik sistemlerdeki faz dönüşümleri çekirdeklenme ve büyüme dönüşümleri ve martensitik dönüşümler olmak üzere iki ana sınıfa ayrılır[33,36].

Faz değişimi, sıcaklık ve basıncın değiştirilmesiyle kendiliğinden ilerler, buna serbest enerjideki azalma eşlik eder. Austenite'nin serbest enerjisi martensite'nin serbest enerjisinden daha yüksek olmadıkça ana fazda (austenite), ürün faz (martensite) oluşmaz. Austenite'nin serbest enerjisindeki bu fazlalık martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvveti oluşturur[37].

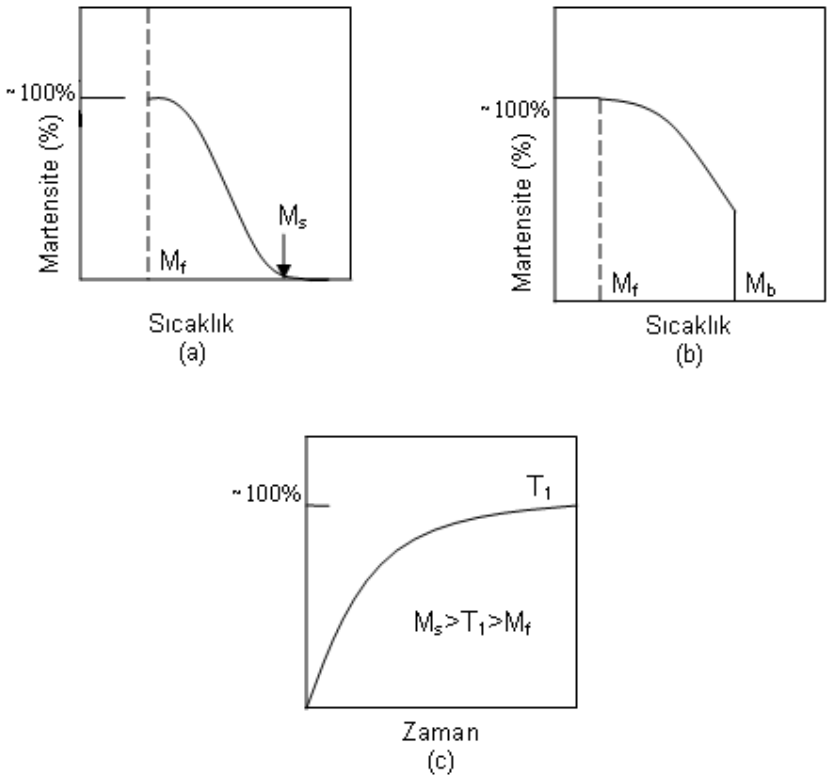
2.2. Austenite-Martensite Faz Dönüşümlerinin Genel Özellikleri

Martensitik reaksiyonlar sadece katı durumda mümkündür. Bu reaksiyonlar difüzyon içermez ve ürün fazın kompozisyonu ana fazdaki gibi değişmeden kalır. Martensitik reaksiyon, kristal içinde ses dalgasına yakın bir hız ile birkaç bin atomun difüzyonsuz hareketiyle meydana gelir. Martensitik reaksiyonda, her bir kristal aynı kimyasal kompozisyonlu yeni kristallere dönüşür[33]. Ortaya çıkan martensite kristalleri ana yapı içerisinde değişik şekillerde rastgele bir dağılım gösterir. Oluşan tanecikler, daha çok uçlara doğru incelen plakalar şeklinde veya düşük karbon çeliğinde olduğu gibi, belirli düzlemler üzerinde iğnecik şeklinde ya da başka metallerde olduğu gibi çatal, mızrak ya da kama şekillerinde görünebilir. Durlu[6] yaptığı çalışmada, dönüşümün martensite başlama sıcaklığında veya bu sıcaklığın altında başlamasının martensite'nin tipini değiştirdiğini göstermiştir.

Soğutmayla oluşturulan Austenite→Martensite faz dönüşümlerinde dönüşümün başladığı sıcaklık (M_s) ile, dönüşümün bittiği sıcaklık ise (M_f) ile gösterilir. Dönüşüm zamandan bağımsız ve sadece sıcaklığın bir fonksiyonu

olarak oluşursa atermal dönüşüm, hem zamana hem de sıcaklığa bağlı olursa izotermal dönüşüm olarak adlandırılır[2]. Martensitik dönüşümün oluştuğu sıcaklık aralığı ise verilen bir alaşımın özelliğidir.

Soğumayla meydana gelen bir martensitik dönüşüm M_s sıcaklığında oluşur, sıcaklığın düşmesiyle ilerleyen dönüşüm uzantısı artar ve tamamlanır, sonunda M_f sıcaklığında tamamlanan dönüşüme ulaşılır (Şekil 2.1.a. atermal dönüşümün zamanla değişimi). Şekil 2.1.b.'de gösterildiği gibi, atermal martensitik dönüşümün bazı durumlarında M_s' de dönüşüm yüzdesi bir patlama ile keskin bir yükseliş gösterir (M_b martensite patlama sıcaklığıdır). M_s ve M_f arasında verilen herhangi bir sıcaklıkta gösterilen dönüşüm yüzdesine ulaşması için alınan zaman çok kısadır ve aynı sıcaklıkta uzun süre tutulduğunda dönüşüm yüzdesinde başka artma gözlenmez. Diğer bir martensitik dönüşüm olan izotermal dönüşüm Şekil 2.1.c.' de gösterilmiştir. Bu dönüşümde, martensite fazın dönüşüm yüzdesi M_s ve M_f arasında verilen herhangi bir sıcaklıkta zamanla artmaya devam eder [11].



Şekil 2.1. Martensitik dönüşümün kinetikleri [(11)]; **a)** atermal martensite için dönüşüm yüzdesinin sıcaklıkla değişimi,
b) atermal patlama martensite,
c) izotermal martensite için dönüşüm yüzdesini zamanla değişimi.

Austenite-Martensite faz dönüşümleri genellikle çok kısa bir zaman aralığında atermal reaksiyon ile patlama şeklinde meydana gelir. Bunshah ve Mehl[(38)] yaptıkları çalışmada Fe-%30Ni alaşımında martensite'nin bir plakasının oluşma süresini 3.10^{-7} sn olarak belirlemişlerdir. Bazı alaşımlarda ise dönüşüm gözle izlenebilecek kadar yavaş olabilir[(39)]**.** Bu tür dönüşümlerde M_s sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda yeni martensite kristalleri oluşabilir veya martensite tabakaları genişleyip büyüyebilir[(6,39)]. Bu izotermal dönüşüme örnek olarak Wakasa ve Wayman[(40)], yaptıkları çalışmada Fe-%20Ni-%5Mn alaşımı için martensitin morfolojisinde bir değişim

gözlemleyememiş, ancak farklı sıcaklıklarda ve zamana bağlı olarak tutulan örneklerde oluşan martensite'nin miktarında artış elde etmişlerdir.

Martensite faz dönüşümlerinin önemli özelliklerinden birisi de dönüşümün tersinir olmasıdır. Martensitik reaksiyonlar ilk atomik düzenin defalarca meydana gelebileceği anlamında tersinidir. Orijinal fazın tek kristali soğuma ile yeni fazın birkaç kristaline dönüşebilir. Isınmayla beraber tersinir dönüşüm başlar ve genellikle orijinal kristaldeki gibi aynı büyüklük, şekil ve dönme ile sonuçlanır[33]. Singh ve Wayman[41] Fe-Ni-Mn alaşımında ürün faz termal etkiyle tekrar ana faza dönüştürmüş ve dönüşümün karakteristik özelliklerinin sıcaklığa bağlı olarak değiştiğini göstermiştir.

Austenite kristaline dışarıdan uygulanan zor martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvveti sağlar. Herhangi bir sıcaklıkta, uygulanan zorla genellikle dönüşüm miktarı artar[33]. Dış zor veya plastik deformasyon ile austenite yapı martensite yapıya dönüşebildiği gibi bazı durumlarda martensite yapı bir başka martensite yapıya da dönüşebilir. Bir martensitik dönüşüm için zorun uygulanma sıcaklığının M_s sıcaklığının üstünde olması önemlidir. Bu sıcaklığın üzerinde bir sıcaklık aralığında austenite faza veya austenite ve martensite her iki fazın karışımına uygulanan zor dönüşüm için bir tetikleme görevi yapar. Bu şekilde oluşan bir dönüşüm, termal etkiyle önceden oluşmuş çekirdeklenme yerlerinde fakat zor etkisiyle gerçekleşir. Yani uygulanan zor ile yeni çekirdeklenme oluşmaz ancak zor öncesi var olan çekirdeklenme noktalarında oluşum gerçekleşir. Bu şekilde oluşan martensite zor–etkili martensite olarak isimlendirilir. Şayet dönüşüm, plastik deformasyon sonucu yeni çekirdeklenmeler oluşturarak meydana geliyorsa

bu şekilde oluşan martensite zorlanma–etkili martensite olarak adlandırılır. Zor etkili martensite'nin kinetiği; M_s sıcaklığına, alaşımın kompozisyonuna, austenite miktarına, austenite ve martensite sertliğine ve uygulanan zorun etkisine bağlıdır[42,43]. Han ve Xu[31], Fe-%32Ni alaşımında zor-zorlanma etkili martensitik dönüşümü incelemiş ve martensite dönüşümün başladığı sıcaklık olan M_s sıcaklığında, martensite'nin morfolojisi ve hacminde değişimler olduğunu gözlemişlerdir.

2.3. Martensitik Dönüşümün Oluşum Şekli

Martensitik bir reaksiyonda, her bir kristal aynı kimyasal kompozisyonlu yeni kristallere dönüşür, hacim değişimleri sıktır ve dönüşüm sonucunda ana faz tümüyle ürün faza dönüşmez[33].

Martensite oluşumu ile ilgili çekirdeklenme ve dönüşüm modelleri, martensite kristallerinin çekirdeklerinin ana (austenite) faz içerisindeki kristal yapı bozukluklarında oluştuğunu varsaymış ve bu daha sonraki deneysel çalışmalarda da kanıtlanmıştır[44].

Austenite yapı içerisindeki aktif çekirdeklenme merkezleri, dönüşümün başlarında martensite çekirdekçiği olarak belirir ve dönüşüm ilerledikçe bu çekirdekçikler büyüyüp, üç boyutta genişleyerek, austenite yapı içerisinde faz dönüşümünü gerçekleştirir[45].

Klasik çekirdeklenme teorisine göre; homojen ana yapıda yarıçapı "r", yarı kalınlığı "c", kutupları basık küre şeklinde olan bir martensitik çekirdeğin oluşması için çekirdeklenme enerjisi;

$$\Delta W = \frac{4}{3}\pi r^2 c\left(\Delta g_c + \frac{c}{r}A\right) + 2\pi r^2\sigma \qquad (2.1)$$

ile verilir. Burada Δg_c; martensitik dönüşüm için sürücü kuvveti sağlayan serbest kimyasal enerji, σ; martensitik çekirdeğin ana fazda birim yüzey başına arayüz enerjisi, A; zorlanma enerji parametresi, $\left(\frac{c}{r}A\right)$; martensite oluşumunun birim hacim başına elastik zorlanma enerjisidir[46].

Zhao ve Han[46] yaptıkları çalışmada demir bazlı alaşımlarda martensitik dönüşüm için homojen çekirdeklenmenin kinetik özelliklerini ele almış ve elde edilen sonuçlara göre demir bazlı alaşımlarda homojen çekirdeklenme termal aktivasyon yoluyla uyarılır sonucuna varmışlardır.

Kaufman ve Cohen[47] martensitik çekirdeklenmenin mantıklı mekanizmasını homojen çekirdeklenmenin açığa çıkardığını göstermiştir. Aynı zamanda martensitik dönüşümü tetikleyen "embryos" adındaki bölgesel heterojenlikleri ve bu embiriyoları ısıl işlem sırasında yok olmayan dengesiz örgü kusuru olarak tanımlamışlardır. Diğer bir ifadeyle embiriyolar, kristal içerisinde sınırlı bölgelerde görünür, bu bölgelerdeki bölgesel serbest enerji, martensitik dönüşüm için gerekli olan serbest enerjidir.

Böylece atermal çekirdeklenme, f.c.c. kristal içerisinde bulunan değişik potansiyellerdeki embiriyoların davranışları tarafından açıklandı. Belli potansiyeldeki çekirdekler atermal martensitik dönüşümü başlatır. Bunun için gerekli olan kimyasal sürücü kuvvete ulaşmak gerekir. Bu da ancak,

embiriyonun enerjisi, çekirdeklenmeyi meydana getirecek serbest enerji engelinden büyük olduğu zaman olur. En yüksek potansiyeldeki embiriyolar M_s sıcaklığında martensitik dönüşümü tetikler, düşük potansiyeldeki embiriyolar, daha düşük sıcaklıklarda martensitik dönüşümü tetikler[47].

Deneysel verilerden atermal olarak ortaya çıkan dönüşümlerin sınıflandırılması ve dönüşümün ilerlemesi, soğutma oranından bağımsızdır ve alaşımların martensite başlama sıcaklığının altında ya da üstünde tutulmasıyla ortaya çıkmamıştır. Bu özellikler atermal çekirdeklenme ve büyüme mekanizmasının termal etkinleştirmeden ortaya çıktığını gösterir[48].

Austenite fazdan martensite faza dönüşüm olayı; kristalografik olarak ele alındığında bu olay, materyalin kompozisyonuna ve kristalografik özelliklerine göre değişen belirli fiziksel etkenler altında oluşur. Austenite ve martensite yapı arasındaki serbest enerji farkı ile oluşan martensitik faz dönüşümlerinin, genelde üç tür fiziksel etki ile oluştukları gözlenmiştir[33].

-Soğutma ile oluşturulan martensitik dönüşümlerin oluşumu ilk kez Bain modeli ile açıklanmış olup, bu tür oluşumlarda yalnızca sıcaklığın etkisi vardır.

-Martensitik fazın oluşmaya başladığı sıcaklık olan M_s sıcaklığının hemen altında uygulanan ve elastik sınırı aşmayan zorla etkilendirerek, soğutma ile meydana getirilen martensitik dönüşümler.

-M_s sıcaklığının üzerinde zorlanma ile meydana getirilen martensitik dönüşümlerdir.

Martensitik faz dönüşümünü oluşturacak olan fiziksel etkenin büyüklüğü ve cinsi, dönüşümde kullanılacak olan katının kompozisyonu ve onun içerisinde bulunan elementlerle yakından ilgilidir. Örnek olarak, termal etkili martensitik faz dönüşümünde; alaşımlardaki Ni oranı arttıkça martensite başlama sıcaklığı (M_s) ve austenite başlama sıcaklığı (A_s) düşmektedir. Bununla beraber martensite'nin yapısında da farklılıklar meydana gelir[49].

Austenite yapıya uygulanan dış zor dönüşümü etkiler ve martensite reaksiyonu ile arasında fiziksel bir ilişki mevcuttur. Bu tür zorlara bağlı olarak M_s sıcaklığı da değişir. Örneğin dışarıdan uygulanan mekanik zor atermal dönüşüm için M_s sıcaklığını artırırken, izotermal dönüşüm için dönüşümü uyarıcı bir etkiye sahiptir[50].

Uygulanan zor, martensite kristalinin oluşumunu kristalografik açıdan kolaylaştırıcı doğrultuda ise dönüşüm için daha az bir sürücü kuvvet gerekir ve M_s sıcaklığı yükselir. Böylelikle (M_s–A_s) aralığı daralacaktır. Şayet dışardan uygulanan zor martensite plakanın oluşumunu engelleyici yönde ise bu durumda dönüşüm için daha büyük bir sürücü kuvvet gerekeceğinden M_s sıcaklığı düşer. Yapılan deneysel çalışmalar sıcaklık değişimi olmadan yalnızca zor etkisi ile martensite faz dönüşümünün olabileceğini göstermiştir[47,51,52].

Sonuç olarak, martensitik faz dönüşümü olayı; sıcaklık değişimi ve bozulma ile veya ana faza her iki etkinin beraber uygulanması ile oluşabilmektedir. Ayrıca alaşım içerisinde sıcaklık ve deformasyon etkisi dışında, manyetik alan etkisi ile de martensite fazın oluşturulabileceği ve manyetik alan etkisi ile oluşturulan martensitik faz dönüşümünün olabilmesi

için yaklaşık 50 Gauss'luk bir manyetik alan uygulamak gerektiği Kakeshita ve arkadaşları[39] tarafından belirtilmiştir.

Martensitik dönüşüm olayı, ana faz (γ-austenite) 'in belirli bir hacminin belirli bir sıcaklıkta ürün faza (α'-martensite) geçişi şeklinde ortaya çıkar ve bu ilk geçişi takiben oluşumu gerçekleştiren fiziksel etken sürdürülmez ise, başka bir dönüşüm gözlenmez. Bu gözlem, martensite kristallerinin oluşumunun atomik büyüklükler düzeyinde yer değiştirerek büyümelerinin atomların birlikte bir konumdan diğerine geçmesi ile ortaya çıktığını gösterir.

2.4. Martensitik Faz Dönüşümlerinin Kinetik Özellikleri

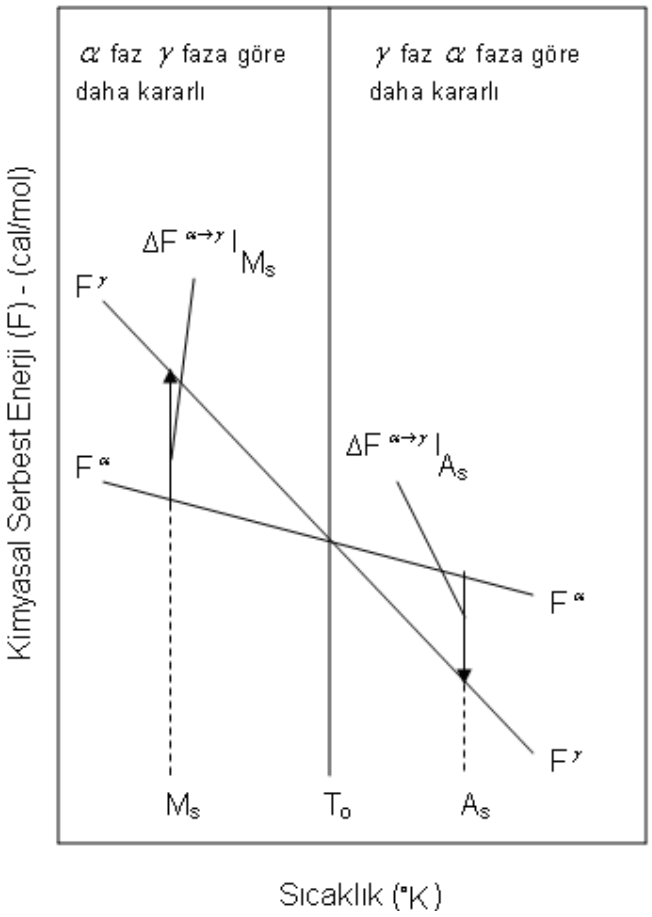
Metal ve metal alaşımlarının iç yapıları termodinamik kanunlarına göre dengede olup, yapıyı oluşturan atom ve moleküller gibi küçük elemanların toplamı termodinamik sistemi meydana getirir. Böyle bir sistem, çevreden yalıtılarak kendi iç şartları içinde yeteri kadar bekletilirse kararlı bir hale gelir ki, bu duruma denge hali denir.

Metal ve metal alaşımları ısıtıldığı veya soğutulduğu zaman kimyasal serbest enerjideki değişme nedeni ile yapıda değişim meydana gelir ve yeni bir yapı oluşur. Termal etki sonucunda austenite ve martensite fazların temodinamik olarak dengede bulunduğu, ya da her iki fazın kararlı olduğu sıcaklığa denge sıcaklığı (T_0) denir. T_0 iki bağımsız serbest enerji eğrisinin kesişmesiyle elde edilen denge sıcaklığıdır ve bu eğriler arasındaki ilişki sürücü kuvvet olarak tanımlanır[53]. Martensite fazın austenite faza tekrar dönüştüğü sıcaklık, austenite başlama sıcaklığı (A_s) olarak tanımlanır.

Martensite başlama sıcaklığı (M_s) ve martensite bitiş sıcaklığı (M_f); alaşımın kompozisyonuna ve daha önce uygulanan fiziksel (ısısal ve mekanik) etkilere bağlı olarak değişir.

Austenite fazın kimyasal serbest enerjisi martensite'in kimyasal serbest enerjisinden daha büyük olmadıkça austenite (ana faz) fazda martensite oluşmaz. Austenite fazın kimyasal serbest enerjisindeki bu fazlalık martensitik dönüşümün gerçekleşmesini sağlayan sürücü kuvvetle ilgilidir. Sürücü kuvvet, aynı oluşumda austenite'in mol başına kimyasal serbest enerjisindeki fazlalık olarak tanımlanır.

Şekil 2.2.'de görüldüğü gibi austenite fazdan martensite faza geçiş T_0 denge sıcaklığına göre değişmektedir. M_s sıcaklığı T_0 sıcaklığından daha düşük bir değere sahiptir. M_s–M_f sıcaklık aralığında dönüşüm gerçekleşir. (T_0–M_s) arasındaki sıcaklık farkı ve ΔF kimyasal serbest enerji değişimi sürücü kuvveti açığa çıkarır[33,47].



Şekil 2.2. Austenite (γ) ve martensite (α) fazların serbest enerjilerinin sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi[47].

Verilen bir alaşım için her faz; sıcaklığa ve alaşımın kompozisyonuna bağlı bir serbest enerjiye sahiptir. Sabit bileşimli bir alaşım için kimyasal serbest enerjinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi Şekil 2.2.'de verilmiştir.

Kimyasal serbest enerji değişimi

$$\Delta F^{\alpha-\gamma} = F^{\gamma} - F^{\alpha} \qquad (2.2)$$

olarak verilir. (2.2) denkleminde F^{α} ürün fazın, F^{γ} ise ana fazın kimyasal serbest enerjisini temsil etmektedir. T_0 sıcaklığında iki fazın, kimyasal serbest enerjileri eşit ve farkları sıfırdır. Termodinamik etkiler ile oluşan martensitik

dönüşümün başlayabilmesi için austenite kristalinin sıcaklığı, austenite ve martensite kristallerin kararlı bulundukları denge sıcaklığının (T_0) altına düşürülmelidir. Kristal yapı yüksek sıcaklıklardaki kararlı durumdan, daha düşük sıcaklıklardaki kararlı duruma geçer ve austenite fazdan martensite faza dönüşüm gerçekleşir[47,54]. Austenite ve martensite fazlardaki serbest enerji farklılığı ($\Delta F^{\alpha-\gamma}$) sıcaklığın ve kompozisyonun fonksiyonudur[16].

Martensite faz dönüşümleri, çok kısa zaman aralığında ve austenite yapı içinde patlama şeklinde meydana gelir ve bu oluşum zamandan bağımsız olursa bu dönüşüm atermaldir. Eğer dönüşüm zamana bağlı olarak devam ederse bu dönüşüm izotermaldir. Martensite dönüşümün teorik düşünceleri atermal ve izotermal çekirdeklenme işlemleri süresince herhangi bir ayrıma sebep olmaz. Her bir teori reaksiyonun izotermalliğini ve atermalliğini kendi sınırları içinde açıklar. Çeşitli dış faktörler bazı alaşımlarda atermal ve izotermal işlemler üzerinde farklı etkilere sahiptir. Bu ise iki farklı martensitik reaksiyonun varlığına neden olur. Yeni kristallerin oluşumları için her biri kendi mekanizmasına sahiptir. Atermal ve izotermal dönüşümlerin sıcaklık oranlarına bağlı durumları, kimyasal kompozisyon ve uygulanan işlemlerle ilişkilendirilir[55].

Georgiva ve Maksimova[56] yaptıkları çalışmada Fe-Ni alaşımlarını tercih etmiş ve Ni oranı %30'un altında olan paramanyetik austenite fazda izotermal dönüşüm, Ni oranı %30'un üzerinde olan alaşımlarda ise atermal dönüşüm gözlemlemişlerdir. Dönüşüm mekanizması üzerine reaksiyonun sıcaklık derecesinin etkisi; ana ve ürün fazların sıcaklığa bağlı karakteristik

özellikleri ve işlemin yapı ile kinetik parametreleri arasındaki ilişkinin kanıtı olarak görülebilir[56].

Kaufman ve Cohen[47] Fe-Ni alaşımlarında austenite→martensite ve martensite → austenite reaksiyonları üzerine plastik deformasyon etkisini T_0 sıcaklığına benzer şekilde araştırmış ve bunun yanında M_d ile A_d sıcaklıklarını araştırmışlardır. Burada M_d deformasyonla başlayan austenite→martensite reaksiyonunda en yüksek sıcaklıktır. A_d ise yine deformasyonla başlayan martensite→austenite reaksiyonunda en düşük sıcaklıktır. Fe-%29Ni ve Fe-%31Ni alaşımlarında M_s, A_s, M_d ve A_d sıcaklıkları tespit etmişler ve M_s-A_s sıcaklık aralığı 400 °C iken M_d – A_d sıcaklık aralığını 75 °C ile sınırlı kaldığını gözlemlemişlerdir.

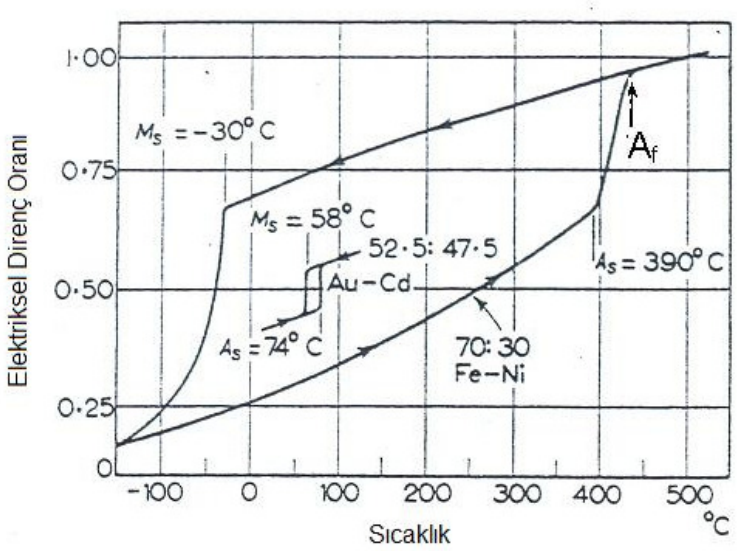
2.5. Martensitik Faz Dönüşümlerin Tersinir Olma Özelliği

Austenite- martensite dönüşüm belirli fiziksel şartlar altında tersinir olma özelliği gösterirler. Termal yolla gerçekleşen martensite faz dönüşümlerinde, kristalin soğutulması sırasında M_s sıcaklığında elektriksel dirençte ani bir değişme gözlenir. Martensitik dönüşüm gerçekleştikten sonra tersinirliğin başlayabilmesi için kristale ısı verilmelidir. Meydana gelen ters dönüşüm, austenite bitiş sıcaklığında (A_f) tamamlanır ve dönüşüm sonucu oluşan kristal, orijinal kristal ile aynı şekil, boyut ve yönelime sahiptir. Bu işlem sırasında austenite başlama sıcaklığına karşılık gelen kritik sıcaklıkta elektriksel dirençte ani bir değişme gözlenir ve işleme devam edilirse austenite faza geri dönüşüm tamamlanır[5,57].

Sıcaklık değişimi (ısıtma veya soğutma) ile meydana gelen ve tersinirlik özelliği gösteren bazı özel martensitik dönüşümlerde meydana gelen martensite'ler termoelastik martensite olarak isimlendirilir. Termoelastik dönüşümler ilk olarak Greninger ve Mooradian (1938) tarafından gözlenmiştir ve Kurdjumov ile Khandros (1949) detaylı olarak çalışmıştır [58]. Dış zorun uygulanması ile oluşturulan martensite'ler de tersinir özellik gösterebilirler. Bu şekilde tersinir özellik gösteren martensite'ler ise elastik martensite şeklinde isimlendirilir[43,59].

Isınmayla tersinir değişim genellikle orijinal kristal ile aynı büyüklükde, aynı şekil ve aynı dönme ile sonuçlanır. Tersinirlik, sıcaklık histerezisine ve M_s üstündeki bir sıcaklık da başlayan ters reaksiyona bağlıdır. Ayrıca tekrarlanan dönüşümlerde, soğumayla oluşan plakalar (tek kristaller) aynı büyüklük ve şekile sahip olup, orijinal kristalin aynı bölgelerinde görünür[60].

Şekil 2.3.'de Fe-%30Ni ve Au-%47,5Cd alaşımlarında elektriksel direncin sıcaklığa göre değişimi verilmiştir. Burada geri dönüşüm, sıcaklık–elektriksel direnç histeresis eğrisinden de görüldüğü gibi Fe-Ni alaşımı için M_s sıcaklıklarının üstündeki sıcaklıklarda başlar ve A_f sıcaklığında sona erer. Burada gözlenen Fe-%30Ni alaşımı termoelastik olmayan bir dönüşüm gösterir. Au-%47,5Cd alaşımı ise termoelastik bir dönüşüm sergiler. Termoelastik histeresis demir-nikel alaşımından çok küçüktür. Bu tip dönüşümde sıcaklık histerezisi eğrisinde (A_s-M_s) sıcaklık farkının oldukça küçük olduğu görülmüştür [58].

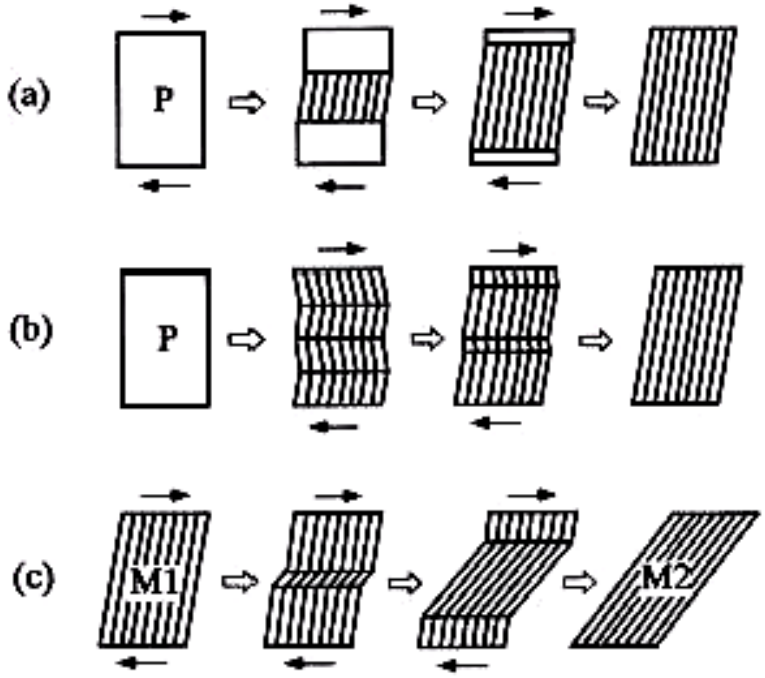


Şekil: 2.3. Termoelastik olmayan Fe-Ni alaşımı ve termoelastik olan Au-Cd alaşımında periyodik dönüşümlerin karşılaştırılması [58].

Elastik özellik gösteren martensite'ler şekil hatırlama olayında önemli etkiye sahiptirler. Şekil hatırlama, martensite fazda iken deforme edilen bir malzeme daha sonra austenite faz sıcaklığına kadar ısıtıldığında, austenite fazda iken sahip olduğu ilk şeklini hatırlaması; yani austenite faza dönüşmesi olayıdır. Dış zorun etkisi ile meydana gelen plastik deformasyonun termal etki ile yok edilmesi dönüşümün tersinir olma özelliğinin bir sonucudur[61-64].

Demir bazlı şekil hatırlamalı alaşıma dışardan uygulanan üç tip deformasyon biçimi ile tersinirlik özelliği açıklanabilir. Şekil 2.4.'de bu modeller şematik olarak gösterilmektedir. Şekil 2.4.a.'da dış zor ile martensite tabakanın oluşumu ve martensite tabakanın zor etkisi ile kalınlaşması şematik olarak gösterilmiştir. Isıtma ile austenite–martensite ara yüzeyinde geri dönüşüm başlar.

Şekil 2.4.b.'de austenite faz M_f sıcaklığının altında bir sıcaklığa soğutulduğunda oluşan martensite varyantları zor etkisi ile büyür ve diğer varyantlarla birleşerek ürün fazı oluşturur. Büyümüş olan martensite varyantlar termal etki ile ana faza geri dönerler. Şekil 2.4.c.'de uzun çubuklar şeklinde periyodik olarak yığılmış benzer martensite yapılara zor uygulandığında, yeni martensite tabakalar meydana gelir. Isıl işlem ile (M2) martensite tabakası Şekil 2.4.b.'de ki duruma benzer şekilde geri dönüşüm gösterir ve böylece orijinal faz ortaya çıkar[64].



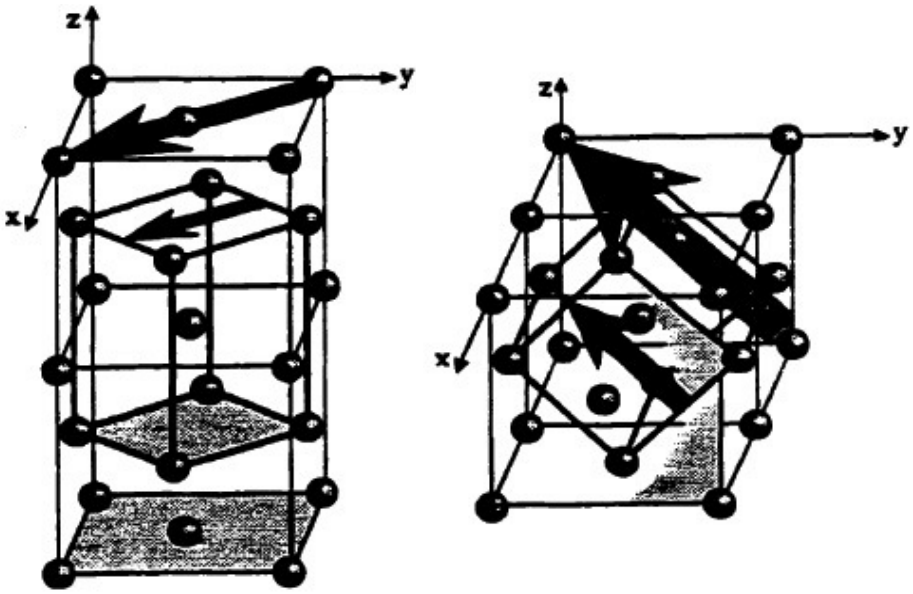
Şekil 2.4. Şekil hatırlamalı alaşımlarda üç tip deformasyon biçiminin şematik olarak gösterimi, **a)** Martensite plakanın oluşumu ve zor etkisi ile martensite tabakaların kalınlaşması, **b)** Uygulanan zorun etkisi ile martensite yapının varyantlarının hareketi sonucu oluşan martensite, **c)** Martensite yapının zor etkisi ile başka bir martensite yapıya dönüşümü[64].

Bununla birlikte şekil hatırlama özelliği Şekil 2.4.a.'daki şematik gösterimle meydana geliyorsa zor etkili martensite diye isimlendirilir ve reaksiyon tersinirlik gösterir. Demir bazlı birçok alaşımda zor etkili martensite faz dönüşümleri f.c.c.→b.c.c., f.c.c.→b.c.t. şeklinde meydana gelir. Şekil hatırlama olayı, austenite→martensite ara yüzeyindeki dislokasyon hareketleri ile açıklanmaya çalışılmıştır[64]. Bu tür özellik sergileyen alaşımlara Fe-Pd, Fe-Pt, Fe-Ni-C, Fe-Ni-Ti-Co, Fe-Ni-Cr ve Fe-Mn-Si örnek olarak verilebilir[59].

2.6. Martensitik Faz Dönüşümlerinin Kristalografik Teorileri

Martensitik dönüşümler; atomların komşulukları değişmeden sonuçlandığı için, martensite yapı ve ana yapı arasında dönme bağıntıları ve dönüşüm hacminin şeklinde değişme meydana geldiği gözlenmiştir. Ayrıca bu olay dönüşüm süresince meydana gelen atom hareketlerinin doğrudan bir sonucudur. Atom hareketleri bu yüzden kristalografik veriler ile ortaya çıkarılabilir [65].

Martensitik dönüşümde atomların hareketini tanımlayan ilk çalışma Bain tarafından yapılmıştır. Bir başka ifadeyle austenite- martensite faz dönüşümünde; atomların komşuluklarını koruyarak, bir kristal yapıdan başka bir kristal yapıya nasıl geçebileceğini gösteren ilk kristalografik model bu çalışmayla ortaya atılmıştır. Bu modelde; çelikte yüz merkezli kübik (f.c.c.) yapıdan cisim merkezli tetragonal (b.c.t.) yapıya dönüşüm için bir mekanizma önerilmiştir. Bu dönüşüm 3 farklı yolla açıklandı (Şekil 2.5.).

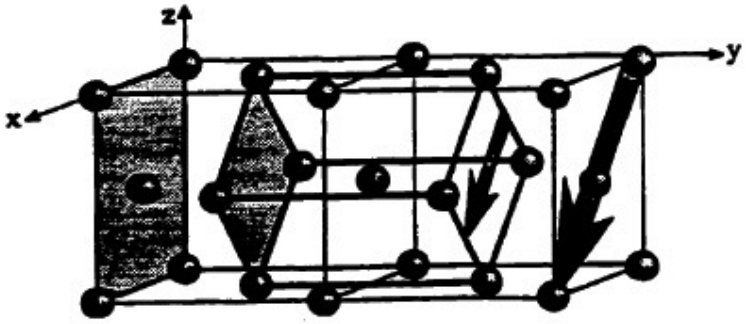


a) $(001)_\gamma$ // $(001)_\alpha$

$[100]_\gamma$ // $[1\bar{1}0]_\alpha$

b) $(001)_\gamma$ // $(100)_\alpha$

$[100]_\gamma$ // $[0\bar{1}1]_\alpha$



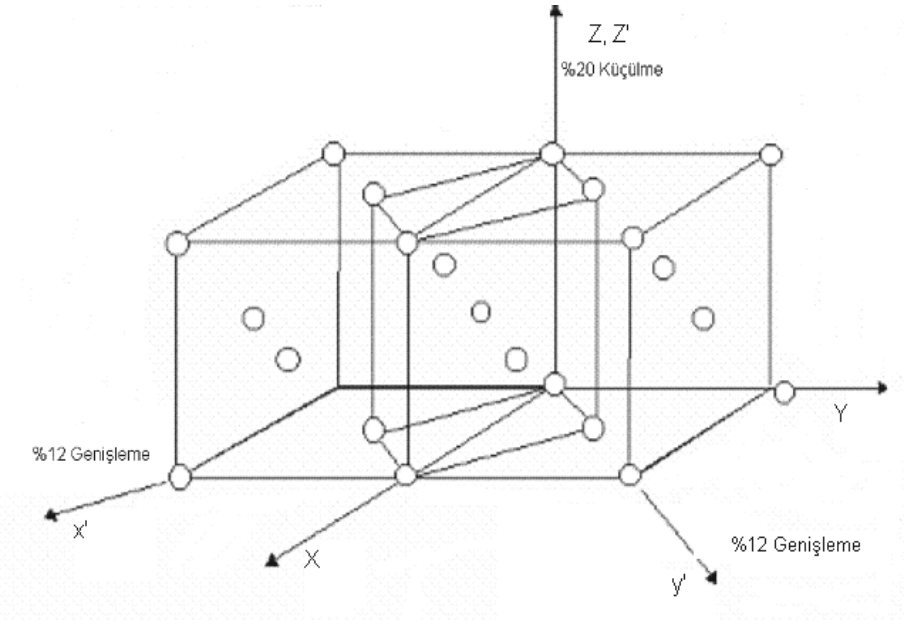
c) $(001)_\gamma$ // $(010)_\alpha$

$[100]_\gamma$ // $[10\bar{1}]_\alpha$

Şekil 2.5. Austenite yapının 3 farklı yolla martensite yapıya geçişi [66].

Bu modele göre, f.c.c. kristal yapıya sahip atomlar komşuluklarını koruyarak, ancak aralarındaki uzaklıklar x' ve y' eksenleri doğrultusunda belirli bir oranda artarken, z' ekseni doğrultusunda azalarak, cisim merkezli tetragonal (b.c.t.) yapıya geçebiliyordu. Bu örgü bozunumu sonucunda

martensite birim hücrenin z-ekseni boyunca yaklaşık %20' lik azalma, x ve y ekseni boyunca %12'lik artma olduğunu buldular (Şekil 2.6.).



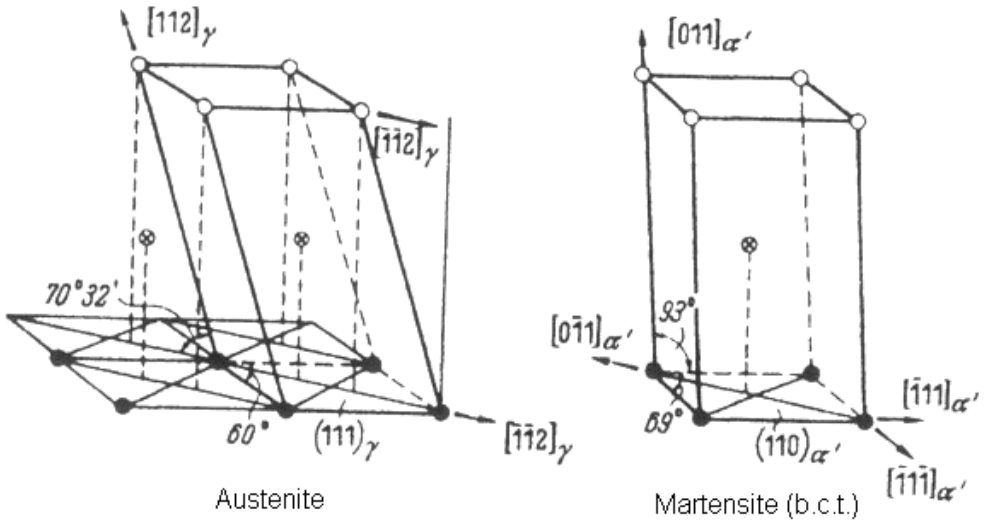
Şekil 2.6. Bain'e göre örgü bozunumu.

Bain tarafından ortaya atılan bu ilk model, uzun yıllar austenite martensite faz dönüşümlerinin kristalografisini açıklamada yeterli sanılmıştır. Ancak daha sonra çeşitli araştırmacılar, dönüşümün bu kadar basit olmadığını gösterdiler. Atom hareketlerinin teorisinin gelişimindeki sonraki aşama ise, ana ve martensite fazlar arasında var olan dönme bağıntılarının belirlenmesidir [(65)].

%1,4 karbonlu çelik alaşımında martensite ve austenite arasındaki dönme bağıntısını ilk olarak Kurdjumov ve Sachs belirlediler ve bu bağıntı ile dönüşüm mekanizmasının hesaplanabileceğini önerdiler[(65)]. Bu mekanizma ile martensite'in $(111)_A$ $[\bar{1}\bar{1}2]_A$ ve $(1\bar{1}2)_M$ $[\bar{1}11]_M$ iki ardışık kesme ile

oluştuğunu belirlediler[65]. Ayrıca bu mekanizma, yapı ve dönme bağıntısını doğrulamada öncülük etmiştir.

Nishiyama Fe-%30Ni alaşımında Kurdjumov ve Sachs'ın bulduğu dönme bağıntısından biraz farklı olan yeni bir dönme bağıntısı buldu ve bunun dönüşüm mekanizmasını önerdi[65]. Nishiyama bu dönüşümün $\{111\}_\gamma$ düzleminde $<11\bar{2}>_\gamma$ doğrultusu boyunca bir kesme ile meydana geldiğini kabul etti. Bu ilk adım Kurdjumov-Sachs mekanizması ile aynıdır. Kurdjumov-Sachs'ın ikinci kesmesi, istenilen kübik yapıyı yaklaşık olarak üretmesine rağmen, Nishiyama bağıntısındaki $[\bar{1}\bar{1}2]_A$ yönelimi $[1\bar{1}0]_M$ yönelimine paralel olduğu için bu durum izin verilebilir değildir. Bu yüzden Şekil 2.7.' de gösterilen Kurdjumov-Sachs mekanizmasında meydana gelen ikinci kesmeyle sonuçlanan ana yapıya ait açının 60° den 70°38′ ya büyümesiyle, Nishiyama mekanizması da "yeniden düzenleme" (readjustments) ile sonuçlanmalıdır [65].



Şekil 2.7. Austenite'den (b.c.t.) martensite dönüşüm için Kurdjumov-Sachs'in önerdiği atom hareketleri [65].

Kurdjumov-Sachs (K-S) tarafından bulunan austenite yapıdan martensite yapıya dönme bağımlılıkları Çizelge 2.1.'de verilmiştir.

Çizelge 2.1. K-S Dönme Bağımlılıkları.

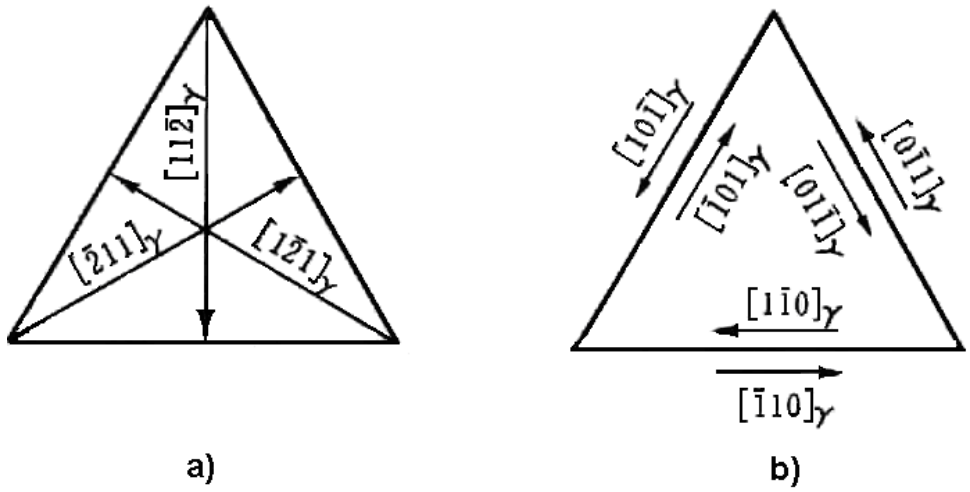
Austenite yapıdan Martensite Yapıya Dönüşüm
$(111)\gamma$ // $(011)\alpha'$
$[10\bar{1}]\gamma$// $[1\bar{1}1]\alpha'$
$(001)_{\alpha'}$ düzlemi ile $\{100\}_{\gamma}$ arasında 9°
$(100)_{\alpha'}$ düzlemi ile $\{110\}_{\gamma}$ arasında 4.5°
$(010)_{\alpha'}$ düzlemi ile $\{110\}_{\gamma}$ arasında 8°

Fe–Ni alaşımlarında iki yapı arasındaki ilişki ise

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

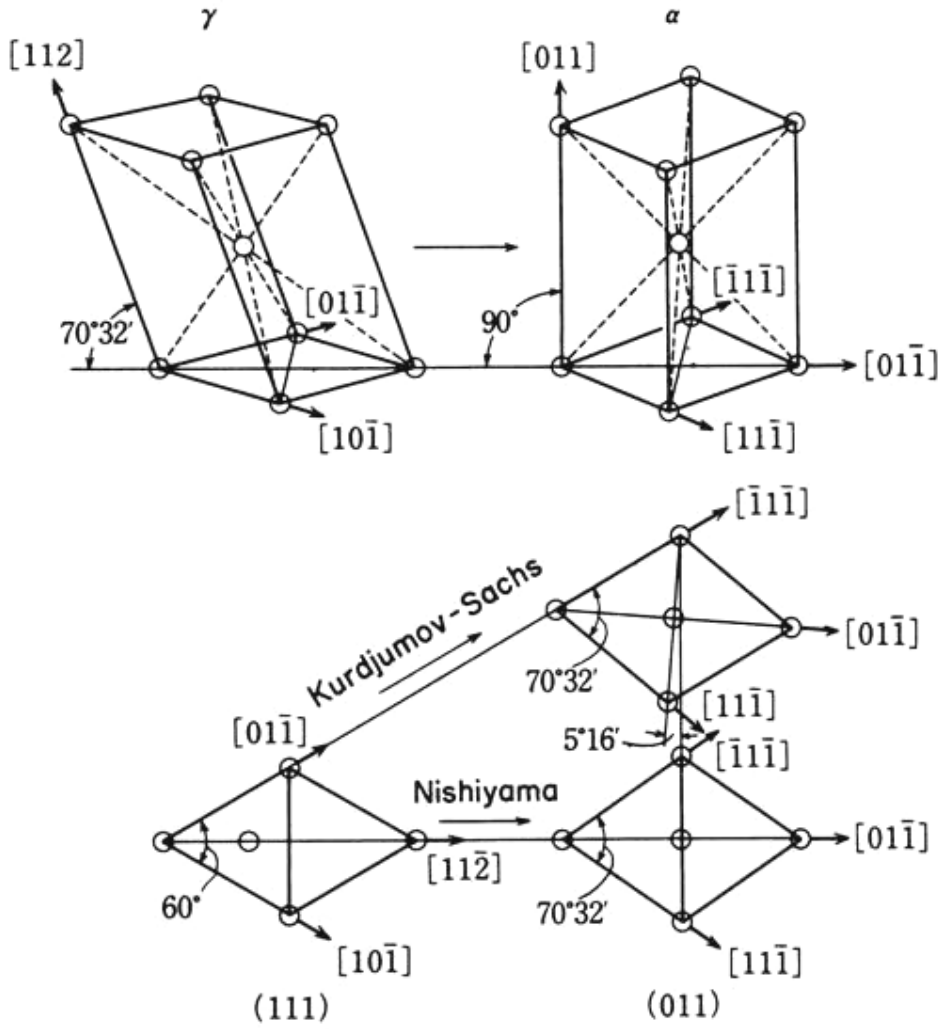
şeklinde verilir. Bu yönelim ilişkisi, Nishiyama (N) yönelim ilişkisi olarak bilinir. N ilişkisinde $(111)_{\gamma}$ düzlemi en az dört düzlemden birisine paralellik gösterir. Bu düzlemler (111), $(\bar{1}11)$, $(1\bar{1}1)$ ve $(11\bar{1})$ dir. Ayrıca Şekil 2.8.a.'da gösterildiği gibi bir düzlemde en az üç doğrultu seçilebilir. Böylelikle α kristal yapısı γ kristal yapısı içinde 12 farklı yönelime sahip olabilir[5,67]. K–S ilişkisinde ise dört çeşit düzlem kıyaslanabilir. Fakat bir $(111)_{\gamma}$ düzleminde eşdeğer altı kesme doğrultusu yer alır ve Şekil 2.8.b.'de gösterildiği gibidir. Oluşan bu üç çift kesme doğrultularında, çiftleri oluşturan kesme doğrultuları

birbirlerine zıttır. Böylece Şekil 2.8.b.'de gösterildiği gibi K–S ilişkilerinde 24 değişik durum vardır.



Şekil 2.8. $(111)_\gamma$ düzlemindeki kesme doğrultuları **a)** N ilişkisi, **b)** K–S ilişkisi[5].

Martensitik dönüşümün gerçekleşmesi için, f.c.c. yapının sıkı paket düzlemlerine Şekil 2.9.' da görüldüğü gibi uygulanacak küçük bir kesme bu iş için yeterlidir. Kurdjumov-Sachs tarafından önerilen kristalografik dönme bağıntısına göre, austenite yapının $\{111\}_\gamma$ düzleminde $<110>_\gamma$ doğrultusu boyunca bir kesme (ikizlenme veya kayma) ile, Nishiyama tarafından önerilen bağıntıya göre ise $\{111\}_\gamma$ düzleminde $<112>_\gamma$ doğrultusu boyunca bir kesme ile dönüşümün gerçekleşebileceği öngörülmüştür. Bu modeller her ne kadar tüm dönüşüm şekilleri için genelleştirilemedilerse de, yine de olayın kristalografisini açıklamada kısmen başarı elde edilmiştir.



Şeki 2.9. Kurdjumov–Sachs ve Nishiyama'nın ileri sürdükleri $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümlerinde kesme mekanizmaları arasındaki ilişki[5].

Kurdjumow-Sachs (K-S) ve Nishiyama (N) f.c.c.→b.c.c. dönüşümünü incelerken, Burgers Zr metalinde b.c.c.→h.c.p. dönüşümünü incelemiştir[68].

Martensite faz dönüşümlerinin kristalografik özellikleri üzerine yapılan çalışmalarda iki kristalografik yapı arasında sınır özelliği taşıyan, bozulmamış ve dönmemiş olan düzlem alışım düzlemi olarak isimlendirilir. Dönüşümden

sonra meydana gelen makroskobik değişme kristalin dış yüzeyinden de kolayca gözlenebilir[5,68,69].

Greninger-Troiano'nun, alışım düzleminin austenite'nin küçük miller indisli düzlemlerinden birisi olduğu şeklindeki ölçümlerine karşın, daha sonraki ölçümler, büyük indisli düzlemlerin de alışım düzlemi olabileceğini kanıtlamıştır[2,17].

Fe–Ni–C alaşımlarında ise muhtemel yönelimler K–S ve N yönelimlerinden çok az bir farklılık gösterir ve

$$(111)_\gamma \overset{1^0}{\approx} (011)_\alpha \,,\; [\bar{1}01]_\gamma \overset{2.5^0}{\approx} [\bar{1}\,\bar{1}\,1]_\alpha$$

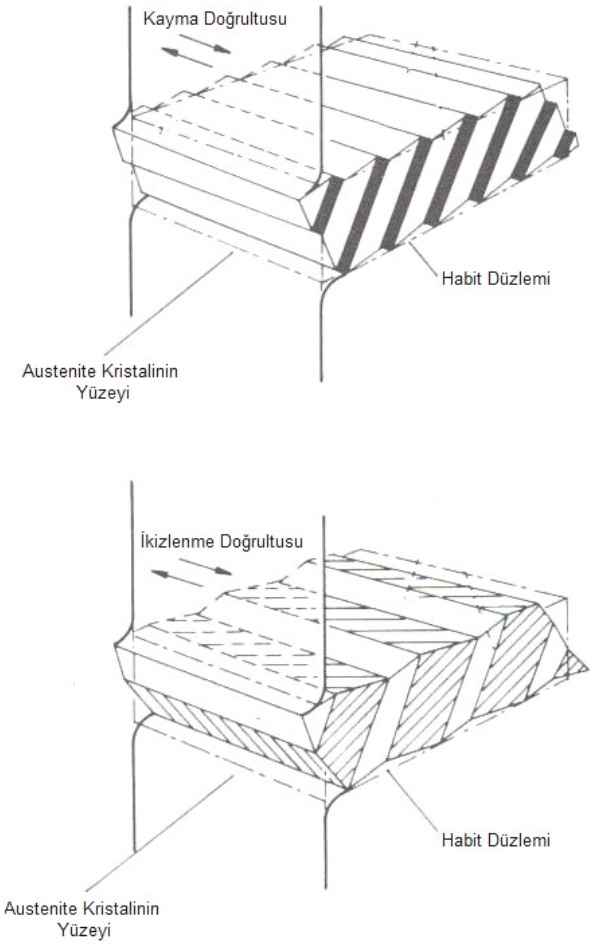
yönelim ilişkisi Greninger–Troiano (G–T) dönme bağımlılığı olarak isimlendirilir[5].

Martensitik dönüşümün kristalografisi üzerine geliştirilen teorilerin çıkış noktası değişmez düzlem zorlanmasıdır. Çünkü dönüşüme ait kristalografik özellikler ancak değişmez düzlem zorlanması ile tanımlanabilmiştir. Kristalografik teoriler, değişmez düzlem zorlanmasını temel alarak yönelim bağıntıları, alışım düzlemleri, şekil değişimi ve diğer dönüşüm karakteristiklerini açıklamışlardır[70,71].

Bain'den sonra "klasik" veya "tek bozulmalı" teoriler şeklinde de bilinen ilk kristalografik martensite teorileri Wechsler, Lieberman ve Read[72] ile Bowles ve Mackenzie[73-76] tarafından geliştirildi. Bu teoriler, austenite-martensite dönüşümü tamamlandıktan sonra, iki kristal yapı arasında dönme ve bozulmaya uğramamış bir düzlemin bulunduğunu varsayar. Diğerlerinden farklı olarak, Bowless ve Mackenzie teorisine göre, alışım düzlemi üzerindeki

atomların, bu düzlemde kalırken konumlarını çok küçük boyutlarda yer değiştirdikleri varsayılır. Bu yer değiştirme "açılma parametresi" ile ayrı bir serbestlik derecesi içerir. Bu şekilde kullanılan matematiksel yaklaşımlar farklı olmakla birlikte, iki teori de birbirinin aynısıdır. Bu teorilere göre, Bain modeline uygun bir zorlanma ile elde edilen şekil değişimden sonra ürün kristal yapı, kristal örgüyü değiştirmeyen ilave zorlanma ve dönmeye uğrayarak, dönme ve bozulmaya uğramamış bir ara düzlemin oluşmasını sağlayabilir. Kristal örgüyü bozmayan şekil değişiminin ikizlenme veya kayma olabileceği de teorilerde önerilmektedir.

Plastik deformasyon sonucunda, bir kristal örgü boyunca dislokasyonlar hareket eder ve bunun sonucunda kayma meydana gelir[67,77]. Atomik yer değiştirmeler için gerekli olan zor sağlanıp dislokasyonlar hareket ettiği zaman, kristallografik doğrultular boyunca kristallografik düzlemler üzerinde kesme meydana gelir. Bu kristalografik düzlemler ve doğrultular alaşımın kayma sistemlerinin özelliğine göre tercih edilir. Kayma düzlemleri çoğunlukla, sıkı paketlenme düzlemlerdir. Kayma doğrultuları en kısa mesafe (burgers vektörü olarak bilinir) ile tekrar edecek olan kristallografik doğrultulardır. Kesme sonucu meydana gelecek olan kaymanın büyüklüğü dislokasyonlar tarafından meydana gelen atomlar arası uzaklığa bağlı olarak ölçülür. Her ne kadar kayma kristalografik düzlemlerin bir kısmı üzerinde meydana gelse de, örgü bozunumunun sonucu, arkalarında dislokasyon yığılmaları meydana gelir[78-81]. Şekil 2.10.'da kayma ve ikizlenme mekanizmaları şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.10. Örgü deformasyonunun iki türünün şematik gösterimi:

Kayma ve ikizlenme[82].

Klasik teorilerin önerdikleri modelde, dönüşüm sırasında, Bain modeline uygun bir kristal yapı değişimi, kristal örgüsünü değiştirmeyen bir şekil bozulması ve iki kristal yapı arasında bir dönme olduğu varsayılmaktadır. Wechsler-Lieberman-Read (WLR) ile Bowless-Mackenzie (BW) bu şekilde belirlenen dönüşümün F toplam şekil değişimini (toplam şekil deformasyonu) teorilerinde, B Bain değişimine (zorlanmasına), S basit kesme zorlanmasına ve R' de dönmeye (katı cismin dönmesi) karşı gelecek şekilde

ve F, B, S, R nicelikleri (3x3) matrisleri ile gösterilmek üzere; F= RBS şeklinde vermişlerdir. Ana ve ürün fazdaki kristallerin ilk ve son durumlarını irdelemekle birlikte, oluşum sırasında neler olduğunu açıklayamayan bu teorilerde, toplam şekil değişimini ortaya çıkaran üç bileşenin oluşum sırası belirsizdir. Daha sonra yapılan gözlemler, pek çok martensite kristalinde ikizlenmenin varlığını göstermiştir ve özellikle bazı Fe alaşımlarında, ölçülen şekil değişimi ile bu teorilerin önerdiği şekil değişimi arasında bir uyum bulunmuştur**.** Ancak, bazı Fe alaşımlarında, Bowles ve Mackenzie teorisindeki açılma parametresi ile varsayılan konum değişikliğinin aksine, alışım düzleminin atomları arasındaki uzaklığın değişmediği deneysel olarak kanıtlanmıştır. Klasik teorilerde ortaya çıkan bu aksaklıkları açıklayabilmek amacı ile, Ross and Crocker[83] ve Acton and Bevis[84] aşağı yukarı aynı tarihlerde ve birbirinden bağımsız olarak, "iki kesmeli" teorik olarak tanımlanan yeni teoriler geliştirdiler. Bu teorilerde, toplam şekil değişimini oluşturan bileşenler klasik teorilerdekinin aynısı olmakla birlikte kristal örgüyü değiştirmeyen şekil bozulmasının iki tane olabileceği düşünülmüştür. Böylece klasik teorilerde S ile verilen bir tek zorlanma, yeni teorilerde S1 ve S2 gibi iki zorlanmadan oluştu. Ross and Crocker[83] ve Acton and Bevis[84] teorilerinin B Bain değişimini ve R dönmesini de içerdiği düşünülürse, bu teorilerde toplam şekil değişimin **F; F=RBS1S2** olarak verildiği görülebilir. İki ikizlenme ve kaymanın veya bir ikizlenme ile bir kaymanın birlikte olabileceğini öne süren yeni teorilerin, bazı gözlemlerle, $\{225\}_{\gamma}$ alışım düzlemli martensite' lerin dönme bağıntılarını bulmada başarılı olamadıkları ileri sürülmüştür[85]. Daha sonra “çok kesmeli” martensitik dönüşüm modeli Wayman tarafından geliştirildi [70].

2.7. Kullanılan Deneysel Teknikler

2.7.1. Mössbauer Spektrometresi Sistemi

Mössbauer spektroskopisi nükleer gama rezonansı spektroskopisi olarak da bilinir. Atomların çekirdeklerinde gama ışınları soğurulması çalışmalarında kullanılan bir tekniktir. Bu teknik bazı elementlerin atomlarının fiziksel ve kimyasal özelliklerini hassas bir şekilde açıklar.

Kırk yılı aşkın zaman boyunca Mössbauer spektroskopisi bilimin pek çok dalında karanlıkta kalan kısımları aydınlatmada önemli rol oynamıştır. Bu spektroskopik metot özellikle nükleer fizik ve katıhal fiziği arasındaki olguların keşfinde temel olarak kullanılmıştır. Günümüzde ise bu metot; kimya, metalurji, jeoloji, biyoloji, biyofizik ve jeokimya alanlarında yapılan çok geniş deneysel çalışmalara kadar yayılmıştır.

Bu teknik özellikle nükleer fizikte çekirdek momenti bilgisiyle, ince yapı modelinin anlaşılmasında önemli katkıda bulunmuştur[(86)]. Kimyada ise organik metallerin yüzeylerinde meydana gelen aşınmadaki (corrosion) yüzey çalışmalarına, katıhal fiziğinde ise faz dönüşümlerine kadar birçok konudaki çalışmalarda önemli rol oynamıştır.

Mössbauer deneyi genel olarak radyoaktif bir kaynak, bir soğurucu, sürücü sistem ve soğurucudan geçen gama ışınlarını sayan bir dedektörden meydana gelir. Radyoaktif kaynak olarak yani gama kaynağı olarak genellikle uyarılmış durumdaki kararlı izotoplar kullanılır. Mössbauer olayı yaklaşık 65 izotopla gözlenmiştir[(86)]. Fiziksel metalurijinin çok önemli elementi olan ^{57}Fe

izotopu, Mössbauer olayı için de çok önemlidir. Mössbauer olayının kullanıldığı çalışmalarda, %50 nin üzerinde bu izotop kullanılmıştır. Ayrıca izomer kayması, nükleer zeeman olayı, kuadropol yarılması gibi bütün önemli olaylar ilk olarak bu izotop ile kanıtlanmıştır.

2.7.1.1. Mössbauer Olayının İlkeleri

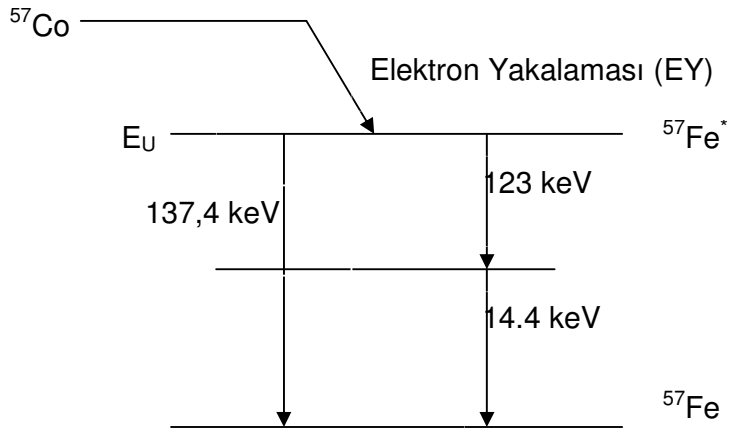
1957' de R. L. Mössbauer tarafından bulunan ve kendi ismiyle anılan Mössbauer olayı ile martensitik faz dönüşümlerinin manyetik özelliklerini açıklamak mümkündür. Bir kristal örgü içindeki bir çekirdek tarafından bir enerji kaybı olmazsızın γ fotonu saçılması olayı "Mössbauer Olayı" olarak tanımlanır[87].

Uyarılmış bir durumdaki bir çekirdek daha düşük bir enerji seviyesine ya da taban durumuna geçişi sırasında enerjileri 12 keV ile 2,5 MeV arasında değişen γ ışınları yayınlar[88]. Mössbauer spektroskopisinde, ^{57}Fe izotopunun döteronlarla ($^{1}_{2}H$) bombardıman edilmesi ile elde edilen radyoaktif ^{57}Co izotopu kaynak olarak kullanılır. Bu radyoaktif kaynağın en önemli özelliklerinden biri 270 günlük yarı ömre sahip olmasıdır. Ayrıca bu radyoaktif izotop bir elektron yakalaması yaparak uyarılmış durumdaki $^{57}Fe^{*}$ çekirdeğini meydana getirir.

$$^{57}_{27}Co + ^{0}_{-1}e \rightarrow ^{57}_{26}Fe^{*} \qquad (2.3)$$

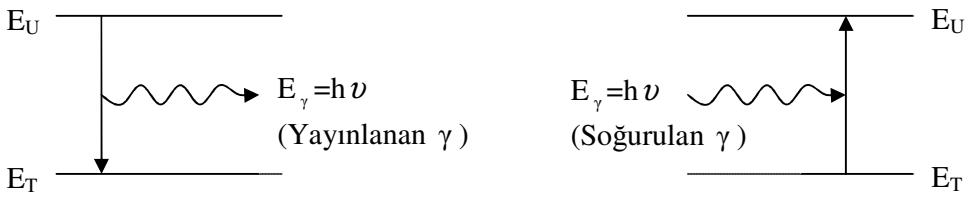
Uyarılmış durundaki $^{57}Fe^{*}$ çekirdeği taban durumuna geçerken enerjileri 14,4, 123 ve 137,4 keV olan üç tane gama ışını yayınlar[89].

Radyoaktif $^{56}_{27}Co$ izotopunun kararlı $^{57}_{26}Fe$ ya bozunumu olayı Şekil 2.11. de gösterilmiştir.



Şekil 2.11. Radyoaktif $^{57}Co_{27}$ izotopunun, kararlı $^{57}Fe_{26}$ ya bozunma şeması.

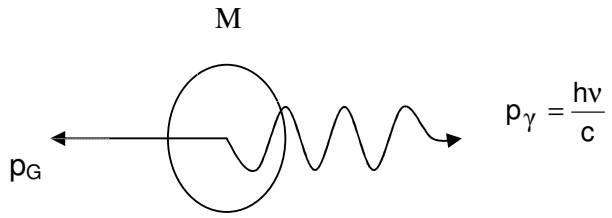
Uyarılmış durumdaki bir çekirdek taban durumuna geçişi sırasında γ ışını yayınlar. Yayınlanan bu γ ışınının aynı çekirdeğin taban durumu tarafından tamamının soğurulmasıyla, uyarılmış duruma geçmesi olayına "rezonans" denir. Bu olay Şekil 2.12. de verilmiştir.



Şekil 2.12. Rezonans olayı.

Mössbauer olayı, uyarılmış çekirdekten yayınlanan γ ışınlarının taban durumundaki aynı tip bir çekirdeği uyarması olayını, yani rezonans olayını inceler. Bu olayı ^{57}Co radyoaktif kaynağıyla açıklarsak, Şekil 2.11. de görülen uyarılmış $^{57}Fe^{*}$ çekirdeği taban durumuna inerken 14,4 keV lik bir γ ışını yayınlar. Mössbauer olayındaki rezonansın olması için bu γ ışınının başka bir taban durumundaki ^{57}Fe çekirdeği tarafından soğurulması gerekir.

Kütlesi M olan, uyarılmış bir çekirdekten γ ışını yayınlanmasında, ya da γ ışınının soğurulduğu taban durumundaki çekirdekte, momentum korunumu kanununa göre geri tepme olayı gerçekleşir. Geri tepme olayı Şekil 2.13. de gösterilmiştir. Ayrıca bu olay momentum korunumuna göre (2.4) denklemi ile ifade edilir.



Şekil 2.13. Gama ışını yayınlayan bir çekirdeğin p_G geri tepme momentumu ile geri tepmesi[(90)].

$$p_G = -p_\gamma = -\frac{E_\gamma}{c} = -\hbar k \qquad (2.4)$$

Gama ışını yayılması olayında momentum korunur ve p_γ, γ ışını çizgisel momentumu; c, ışık hızı; ħ, Planck sabitinin (h) 2π ye bölümü ve k, gama ışının dalga vektörünün büyüklüğüdür[(91)]. Bu hareketten kaynaklanan geri tepme enerjisi ise

$$E_G = \frac{1}{2} M v_G^2 = \frac{p_G^2}{2M} = \frac{p_\gamma^2}{2M} \quad (2.5)$$

şeklinde verilir.

Yayınlanan fotonun enerjisi, enerji korunumuna göre;

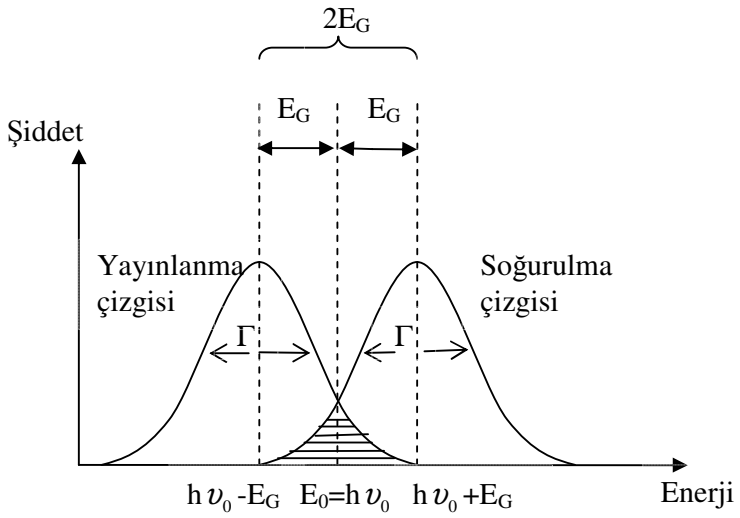
$$E_\gamma = E_0 - E_G \quad (2.6)$$

olur. Burada E_0 geri tepme olmadığında yayınlanması beklenilen fotonun enerjisidir.

Aynı şekilde soğurulma olayında da enerji korunur, bu nedenle soğurulan fotonun enerjisi;

$$E_\gamma = E_0 + E_G \quad (2.7)$$

olmalıdır. Bu enerji çekirdeğin uyarılması için gerekli enerjidir. Bu nedenlerle, yayılma ve soğurulma çizgileri arasındaki enerji farkı $2E_G$ olur. Bu enerji farkı Şekil 2.14.' de gösterilmektedir. Bu şekildeki taranmış bölge ise E_0 enerjili gama ışını fotonlarının rezonans soğurulması ihtimalinin bir ölçüsüdür [92].



Şekil 2.14. Yayınlanma ve soğurulma çizgilerinin rezonans hali.

Şekil 2.14.' de gösterilen taranmış bölgedeki enerji farkından dolayı γ ışınlarının yayınlanma ve soğurulma çizgilerinin merkezleri üst üste gelmez. Gama ışınlarının rezonansla soğurulmasını gerçekleştirmek için iki eğrinin üst üste binmesini sağlamak üzere genellikle Doppler kaymasından yararlanılır. Doppler kayması, kaynağın veya soğurucunun birbirine göre hareket ettirilmesi ile elde edilir [93].

Genellikle bu olayı gözlemek için kaynağı soğurucuya göre hareket ettirmek tercih edilir. Eğer kaynak soğurucuya göre bir v hızıyla yaklaştırılırsa veya uzaklaştırılırsa, kaynaktan yayınlanan γ ışınlarının enerjisi E_0 dan $E\gamma$ ya değişir. Bu durumda, E_0 yayınlanan gama ışınlarının enerjisi olmak üzere

$$E_\gamma = E_o\left(1 \pm \frac{v}{c}\right) \qquad (2.8)$$

olur. Kaymadaki Doppler enerjisi ise,

$$(\Delta E)_D = E_\gamma - E_o = \left(\frac{v}{c}\right) E_o \qquad (2.9)$$

olur.

Eğer kaymadaki Doppler enerjisi $2E_G$ olacak şekilde v hızı ile ayarlanırsa, geri tepme sonucu azalan enerji Doppler enerjisi tarafından karşılamış olur. Böylece yayınlanma çizgisi ve soğurma çizgisinin üst üste gelmesi sonucu rezonans ile soğurulma gerçekleşir.

Alman fizikçi Mössbauer 1958 de, yukarıdaki deneyleri tekrarlarken gama kaynağı olarak tek tek serbest atomlar yerine bir kristal örgüsüne bağlı atomları aldığında, geri tepmesiz γ yayınlanması ve soğurulması olacağını ve böylece, rezonans soğurmasının kolaylıkla gözlenebileceğini keşfetmiştir[88, 93].

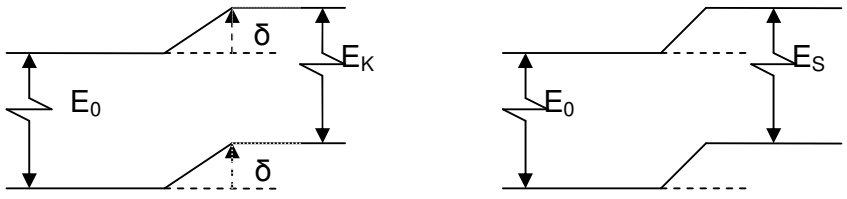
2.7.1.2. Mössbauer Spektroskopisinden Elde Edilebilecek Bilgiler

Mössbauer spektroskopisi aşırı ince yapı etkileşimleri olarak da bilinen; çekirdek ve elektronlar gibi etkileşimler, γ ışının yüksek çözünürlüğü gibi parametreler hakkında bilgiler verir. Bu aşırı ince yapı etkileşimleri başlıca üçe ayrılırlar:

1) Elektriksel monopol etkileşimi (izomer kayma)
2) Manyetik dipol etkileşimi (Manyetik dipol yarılma)
3) Elektriksel kuadropol etkileşimi (Elektrik kuadropol yarılma) dir.

Mössbauer olayında kaynak ve soğurucu atomları ayrı kimyasal kombinasyona sahip değilse rezonans olayını gözlemleyebilmek için; kaynak ve soğurucuyu birbirine göre bağıl olarak kesin bir Doppler hızı ile hareket ettirmek gerekir. Bu durumda Mössbauer çizgisi $\delta = \Delta E = \left(\frac{v}{c}\right) E_o$ kadar kayar. Bu olaya "izomer kayması" denir. İzomer kayma, nükleer boyutlar içerisindeki çekirdeğin s-elektron yörüngesi ile nükleer pozitif yörüngesinin elektrostatik etkileşimi sonucunda meydana gelir[94]. Bu etkileşim, atomun elektronik seviyelerinde herhangi bir düzensizliğe ve çekirdeğin etkin yükünün değişimine sebep olabilir.

Nükleer yük dağılımları değişen kimyasal bileşiklerin taban ve uyarılmış durumları farklılık gösterirse, geçiş enerjisi de değişecektir. Bu nedenle nükleer enerji seviyelerinde çok küçük miktarda kayma oluşacaktır. Enerji seviyelerindeki bu kayma Şekil 2.15.' de verilmiştir.

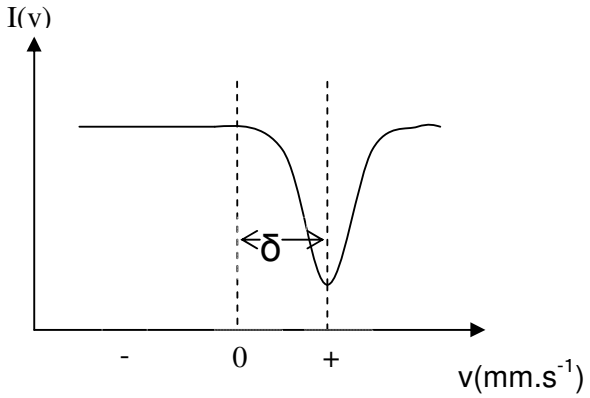


Kaynak Soğurucu

Şekil 2.15. Çekirdek enerji seviyelerinin değişimi.

Çekirdek etrafındaki s-elektron yoğunluğuna bağlı olarak; uyarılmış durumdaki çekirdeğin yarıçapının, taban durumundaki çekirdek yarıçapından küçük ya da büyük olması, izomer kaymadaki değerin negatif ya da pozitif olmasına sebep olur.

Mössbauer spektrumundan ölçülen izomer kayma(δ); soğurucu ve kaynak arasındaki nükleer geçiş enerjilerinin farkıdır. Mössbauer spektrumlarında izomer kayma diyagramı Şekil 2.16.' da gösterilmiştir.



Şekil 2.16. Mössbauer spektrumunda izomer kayma diyagramı.

İzomer kayma,

$$\delta = \frac{4\pi}{5} Ze^2 R^2 \left(\frac{\delta R}{R}\right)\left[\left|\psi(0)\right|_S^2 - \left|\psi(0)\right|_K^2\right] \qquad (2.10)$$

denklemi ile belirlenir. Uyarılmış durumdan taban durumuna radyoaktif çekirdek bozunmalarına göre çekirdek yarıçapının göreli değişimini ve kaynak ile soğurucu izotopları arasındaki elektron yoğunluğunun farkı $\frac{\delta R}{R}$, parametre terimini gösterir[91,94,95]. Ayrıca $\left|\psi(0)\right|_K^2$ terimi, kaynaktaki çekirdeğin elektron yoğunluğunu; $\left|\psi(0)\right|_S^2$ terimi ise soğurucudaki çekirdeğin

elektron yoğunluğunu gösterir. (2.10) denklemindeki $\frac{\delta R}{R}$ terimi pozitif ise, kaynaktan soğurucuya giden çekirdeklerde s-elektron yoğunluğu artar ve pozitif izomer kayma gözlenir. Eğer $\frac{\delta R}{R}$ negatif ise, kaynaktan soğurucuya giden çekirdeklerde s-elektron yoğunluğu azalır ve negatif izomer kayma gözlenir[95].

Bir Mössbauer spektral çizgisinin izomer kayması ilk kez Kistner ve Sunyar tarafından gözlenmiştir [95] .

Mössbauer spektrumlarında izomer kayma değerlerinin ölçülmesi ile Mössbauer izotopunun bağ durumları (kimyasal bağlanma türleri) hakkında bilgiler elde edilir[91]. Ayrıca değerlik elektronlarının durumu hakkında da bilgiler verir.

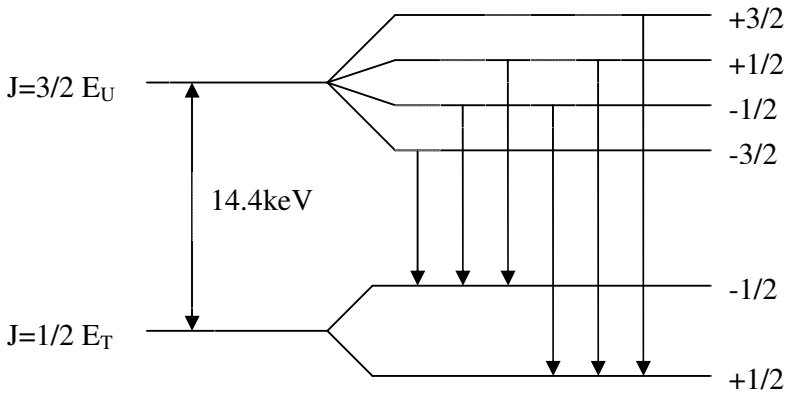
İkinci aşırı ince yapı etkileşimi manyetik dipol etkileşimidir. Bu etkileşim, çekirdek bir dış manyetik alan veya çekirdeğin içinde bulunduğu ortam tarafından oluşturulmuş bir manyetik alan etkisine bırakılırsa meydana gelir.

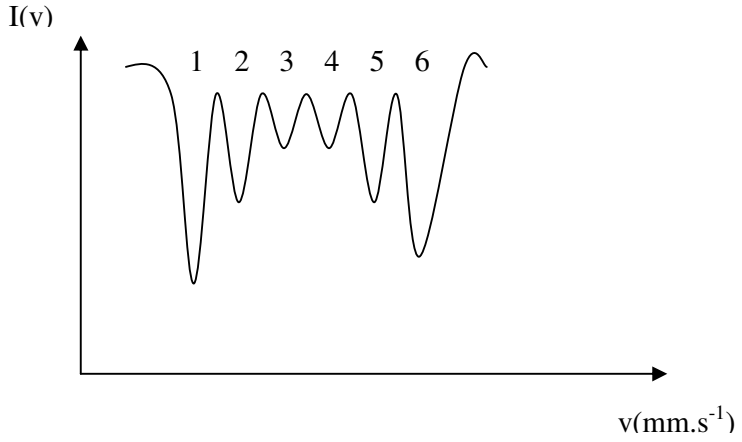
Çekirdek H manyetik alanın da nükleer manyetik dipol etkileşiminde nükleer enerji seviyeleri $2\ell+1$ tane alt enerji seviyelerine yarılırlar. Bu durumda oluşan enerji seviyeleri, E_m ise

$$E_m = -\frac{(H.m_\ell.\mu)}{\ell} \equiv -g.\mu_N.H.m_\ell \qquad (2.11)$$

dir. Bu denklemde ℓ ,nükleer spin; m_ℓ $(\ell, \ell-1,....,0,....,-\ell)$, değişen manyetik kuantum sayısı; g, nükleer g çarpanı $\left(g = \frac{\mu}{(\ell.\mu_N)}\right)$ ve μ_N = 5,04929.10^{-24} ergs/gauss değerinde nükleer Bohr magnetonu $\left(\frac{eg}{2Mc}\right)$dur [94].

^{57}Fe çekirdeğine manyetik alan uygulandığında iki alt seviye ve uyarılmış durumda dört alt seviyeye yarılmasına sebep olur. Bu durum Şekil 2.17.' de gösterilmiştir[96].





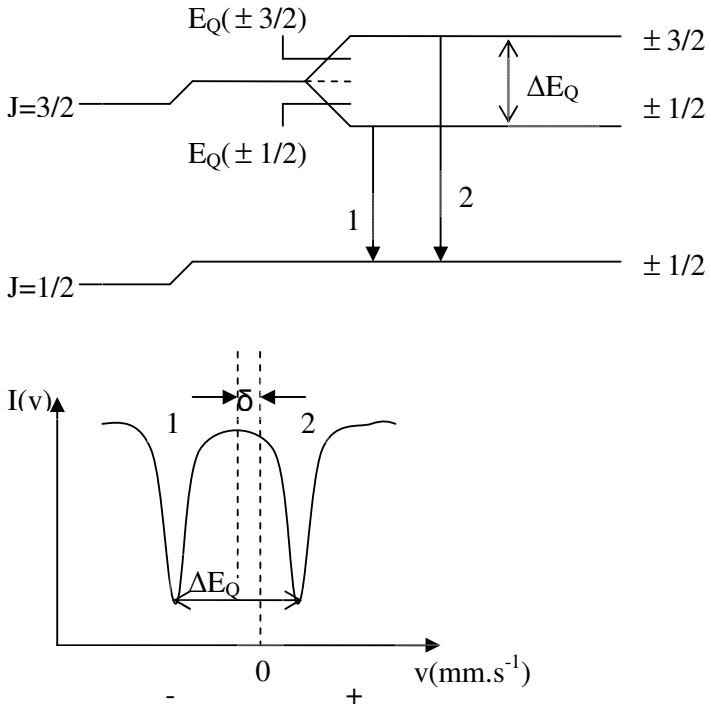
Şekil 2.17. ^{57}Fe nin manyetik dipol etkileşimi ve Mössbauer spektrumundaki sonucu [96].

Eğer manyetik kuantum sayısı artı birer olarak değişiyorsa, başka bir değişle $\Delta m_{\ell} = 0, \pm 1$ seçim kuralına uyuyorsa iki durum arasındaki gama geçişlerine izin verilir. Bu sonuca göre altı geçiş mümkün olur.

Manyetik aşırı ince yapı etkileşmesi ile meydana gelen Mössbauer spektrumu materyallerin manyetik özelliklerini, manyetik momentlerini, spin durulma zamanları ve Curie sıcaklıklarının tespiti gibi önemli bilgilerin anlaşılmasına değerli katkıda bulunmuştur.

Mössbauer spektrumundan elde edilen diğer bir etkileşmede elektriksel kuadropol yarılmalardır. Kuadropol yarılma, çekirdeğin elektriksel kuadropol momenti ile kristaldeki diğer elektriksel yüklerden gelen elektrik alan gradyentinin etkileşmesi sonucunda meydana gelir.

Kuantum spin (çekirdek spin) sayıları $\ell = 0, \frac{1}{2}$ olduğu nükleer durumlarda kuadropol yarılmaları gözlenmez. Sadece çekirdek spini $\frac{1}{2}$ den büyük nükleer durumlarda kuadropol yarılmaları gözlenir. ^{57}Fe çekirdeğinin taban durumu için $\ell = \frac{1}{2}$ olduğundan bu çekirdeğin taban durumu için kuadropol yarılma gözlenmez. Fakat aynı çekirdeğin uyarılmış durumu $\ell = \frac{3}{2}$ spin kuantum sayısına sahip olduğundan Mössbauer spektrumunda $\pm\frac{3}{2}$ ve $\pm\frac{1}{2}$ seviyelerin de yarılmalar gözlenir. Bu ^{57}Fe çekirdeğinde meydana gelen kuadrapol yarılmalar Şekil 2.18.' de gösterilmiştir.



Şekil 2.18. Kuadropol yarılma şeması ve Mössbauer spektrum çizgileri.

Kuadropol yarılma ile; kimyasal oluşumların demir miktarı, kimyasal bağlanmaların türü, alaşımların düzenli-düzensizliği ve yığın hataları hakkında bilgiler elde edilir.

2.7.2 Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sistemi

Alaşımlarda meydana gelen austenite→martensite ve martensite→austenite faz dönüşümlerinin sıcaklık aralığını tespit etmek amacıyla DSC tekniklerinden yararlanılmıştır. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak faz geçişlerini tespit eden bu sistemde numune ile beraber sisteme referans olarak alüminyum kap yerleştirilir. Sıcaklık akışı her ikisi için sabit oranda değişmektedir. Sıcaklık akışına bağlı olarak entalpi değişimleri;

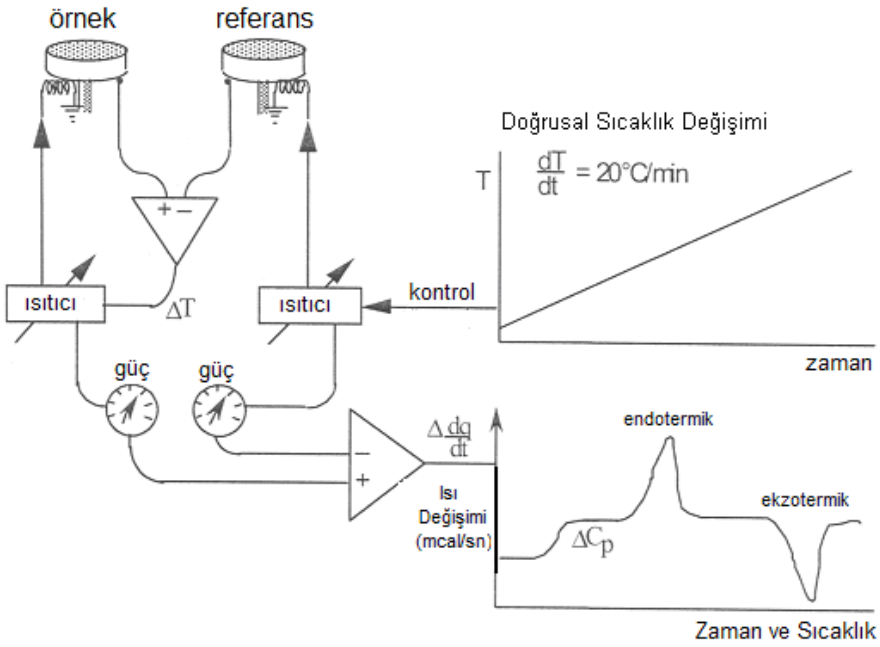
$$\left(\frac{dq}{dt}\right)_p = \frac{dH}{dt} \tag{2.12}$$

ile verilir. Örnek ile referans arasındaki sıcaklık akışındaki fark ise;

$$\left(\frac{dH}{dt}\right)_{örnek} - \left(\frac{dH}{dt}\right)_{referans} = \Delta\frac{dH}{dt} \tag{2.13}$$

ile verilir.

Faz geçişleri gibi bir endotermik işlemde sıcaklık soğurulur ve bundan dolayı örnekteki ısı akışı, referanstan yüksektir. Bu yüzden ΔdH/dt pozitiftir. Kristalleşme gibi bir ekzotermik işlemde ise ΔdH/dt negatiftir. Şekil 2.19.' da DSC'nin şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 2.19. DSC'nin şematik gösterimi.

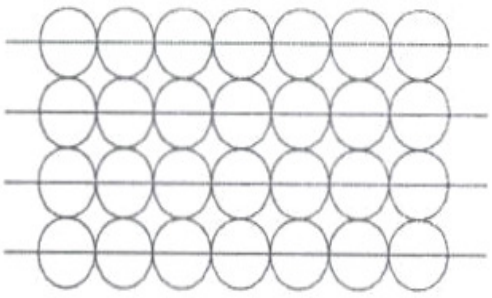
2.7.3 X-Işınları Difraktometresi (XRD) Sistemi

X-ışınları difraktometresinde bir kırınım deseni, üç parametrenin birleştirilmesiyle elde edilen bilgileri içerir. Bu parametreler;

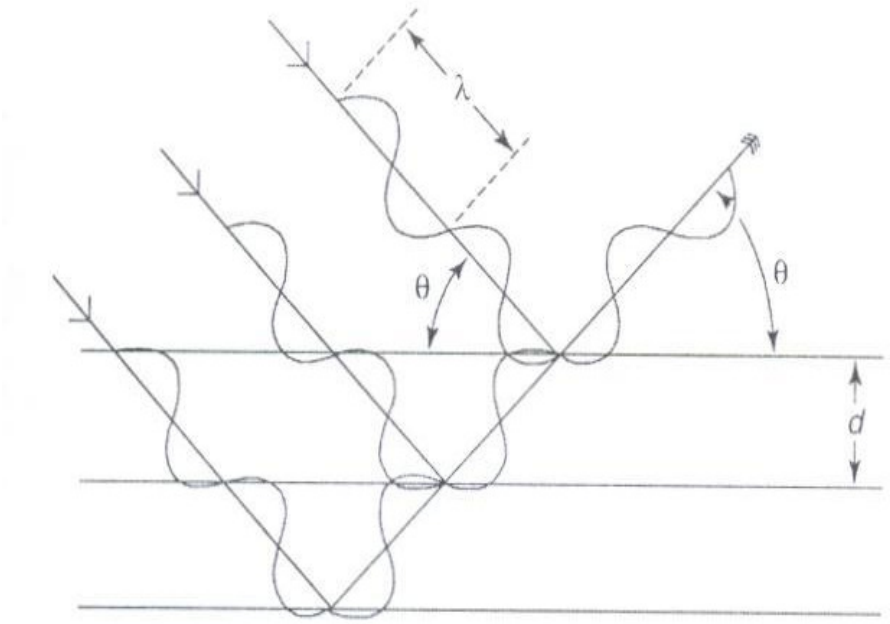
- en yüksek kırınımın pozisyonu,
- en yüksek pikin şiddeti ve
- kırınım açısının bir fonksiyonu olarak şiddetin dağılımıdır.

Elde edilen bu üç parametre ile; materyalde kristal düzlemleri ve örgü parametreleri hesaplanabilir.

Kırınım deseni bir faz içindeki atomik düzenin karakteristiğidir ve elde edilen piklerin yükseklikleri ile pozisyonu bu belirli fazın bir parmak izi olarak tanımlanabilir. Bir kristal örgüsü, kristal yapı boyunca var olan yüksek atomik yoğunluğun katmanları ile atomların düzenli dizilimini içerir. Yüksek atomik yoğunluğun düzlemleri, yüksek elektron yoğunluğunun düzlemleridir. Bir dizi paralel ışının bir θ açısı ile kristal düzlemlerinin bir setine çarpmasıyla elde edilen kırınım ve saçılma Şekil 2.20.' de gösterilmiştir [97].



Şekil 2.20.a. Yüksek atomik yoğunluklu düzlemler[97].

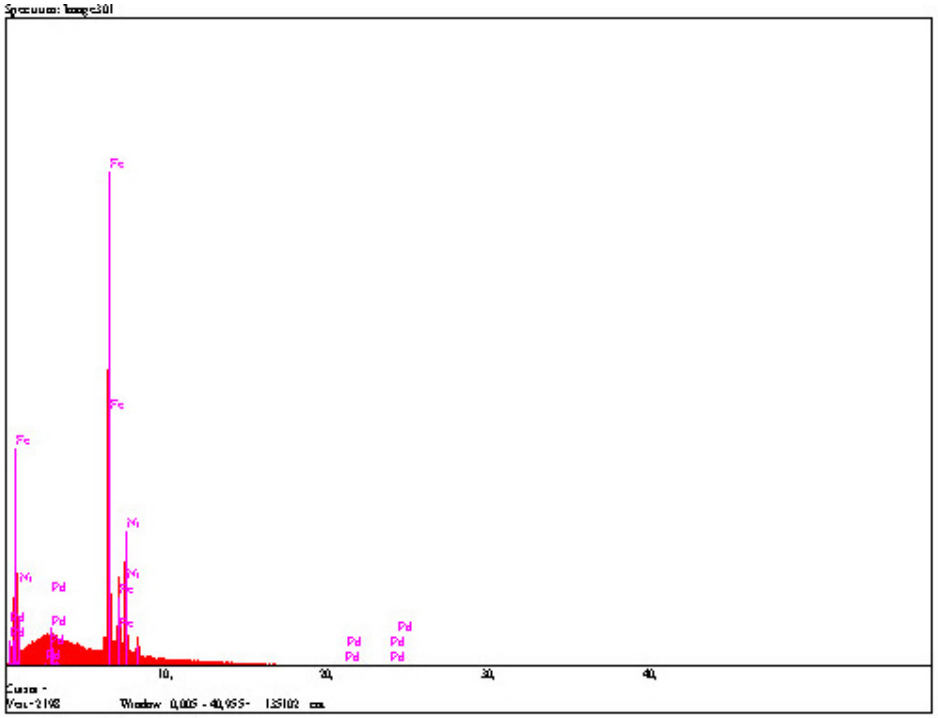


Şekil 2.20.b. Atomların düzenli sıralanışından elde edilen saçılma ve kırınımın şematik gösterimi[97].

2.8. Deneysel Materyal ve Yöntem

2.8.1. Alaşımların Üretimi

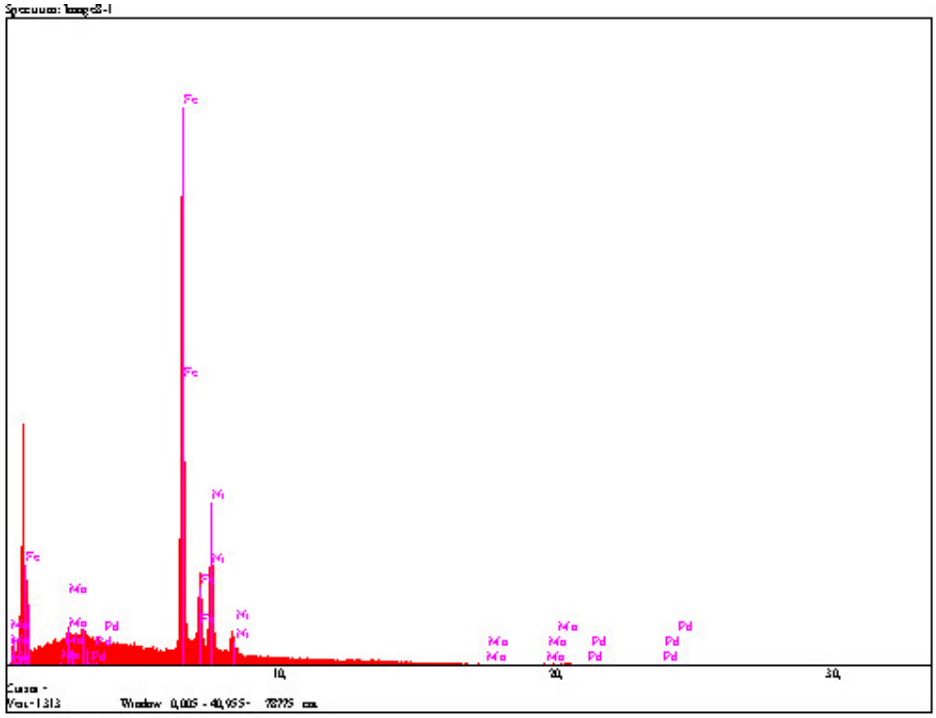
Bu çalışmada incelenen Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo alaşımları, TÜBİTAK Gebze Araştırma Merkezi'nde hazırlanmıştır. %99 saflık derecesinde toz halinde bulunan Fe, Ni, Pd ve Mo elementleri ark fırınında bir araya getirilip yüksek sıcaklıkta eritilerek 1 cm çapında, 10 cm uzunluğunda silindirik çubuk şeklindeki seramik kalıplara dökülmüştür. Bu şekilde elde edilen alaşımların kompozisyonu, IXRF sistemi kullanılarak EDS (Electron Dispersion Spectroscopy) tekniği ile tespit edildi (Şekil.21., Şekil 22.). Hazırlanan alaşımların % ağırlık oranları Çizelge 2.2. de verilmiştir.



Elt.	Line	Intensity (c/s)	Enor 2-sig	Conc	
Fe	Ka	764,42	8,743	68,972 wt.%	
Ni	Ka	207,31	4,553	29,998 wt.%	
Pd	La	10,56	1,028	1,030 wt.%	
				100,000 wt.%	Total

kV	20,0
Takeoff Angle	35,0^0
Elapsed Livetime	40,0

Şekil. 2.21. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının EDS sonucu.



Elt.	Line	Intensity (c/s)	Enor 2-sig	Conc	
Fe	Ka	875,67	10,805	67,955 wt.%	
Ni	Ka	237,29	5,625	30,037 wt.%	
Mo	Ka	1,00	0,365	1,016 wt.%	
Pd	La	18,09	1,553	0,992 wt.%	
				100,000 wt.%	Total

kV	20,0
Takeoff Angle	35,0^0
Elapsed Livetime	40,0

Şekil. 2.22. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının EDS sonucu.

Çizelge 2.2. Hazırlanan Alaşımların EDS oranları (% ağırlık).

Numune	Fe	Ni	Pd	Mo
A	68,972	29,998	1,030	-
B	67,955	30.037	0,992	1,016

Silindirik çubuk halinde bulunan alaşımlardan, elmas bıçaklı kesicilerle uygun boyutta kesilen numuneler homojen hale getirilmesi için ısıl işlem

uygulanmıştır. Yüksek sıcaklıklarda malzemede oksitlenmeyi önlemek amacıyla, numuneler yüksek sıcaklıklara dayanabilen kuartz cam tüpler içine konuldular ve tüpler vakumlandılar. Daha sonra vakumlu ortamda bulunan tüplere 1100 ℃ de 6 saat ısıl işlem uygulandıktan sonra fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar soğutuldular.

2.8.2. X-Işını Difraktometresi (XRD) Ölçümleri İçin Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada, 1100 ℃ de 6 saat ısıl işlemden sonra fırında yavaş soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarına ait numunelerde oluşan austenite faz ile bu fazda bulunan numunelerin sıvı azota atılarak elde edilen martensite faza ait X-ışını kırınım desenleri alınmıştır. Ölçümler için numunelerden 20 mg' lık toz örnekler hazırlanmıştır. Hazırlanan numunelerden, Türkiye Atom Enerji Kurumu'nda bulunan X-Işınları difraktometresinde (Bruker D8 Advance) oda sıcaklığında ölçümler alınmıştır. Difraktogramın elde edilmesi için filitre edilmiş Cu-K_{α} radyasyonu kullanılmış ve dalga boyu 1,5418 Å dur.

2.8.3. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri İçin Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada, Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarının faz geçiş sıcaklıklarının belirlenmesi için DSC analizleri alındı.

Bu deney için 1100 ℃ de 6 saat ısıl işlemden sonra fırında yavaş soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarına ait 10 mg' lık küçük parçalar DSC ölçümleri için hazırlandı. Bu ölçümlerde ısıtma hızı 5 ℃/dakika olarak alındı. DSC ölçümleri ile ısı akışı–sıcaklık (heat flow–temperature) eğrileri çizildi.

2.8.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri İçin Numunelerin Hazırlanması

Taramalı elektron mikroskobu ile yapılacak yüzey gözlemleri için ısıl işleme tabi tutulan numunler, elmas bıçaklı kesici yardımıyla 1cm çapında, 0,5cm kalınlığında kesildi. Bu numunelerin yüzeylerindeki pürüzler ve kalın çizgiler farklı kalınlıktaki su zımparaları ile kalından inceye doğru gidilerek ortadan kaldırıldı. Daha sonra sırasıyla 6, 3 ve 1 mikronluk elmas pastalarla numune yüzeyleri parlatıldı. Mekanik olarak parlatılan yüzeyler 90 ml H_2O_2, 15 ml H_2O ve 5 ml HF karışımından oluşan çözelti içerisinde oda sıcaklığında 60-80 saniye kadar bekletilerek dağlandı. Numunelerin yüzey incelemeleri JEOL5600 marka taramalı elektron mikroskobu kullanılarak incelendi.

2.8.5. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İncelemeleri İçin Numunelerin Hazırlanması

Geçirmeli elektron mikroskobu incelemeleri için ısıl işlem gördükten sonra sıvı azota atılarak termal etkiye maruz bırakılan numuneler elmas kesici ile yaklaşık 1 mm kalınlığında kesildi. Kesilen parçalar sırasıyla 600, 800 ve 1200 kum inceliklerde olan su zımparaları kullanılarak 50–70 μm' ye kadar inceltildi. Bu numuneler daha sonra 3 mm çapında diskler haline getirildi. 50–70 μm kalınlığa kadar inceltilen bu numuneler son olarak ikili asit jeti (double-jet) yöntemi ile oda sıcaklığında, 300 ml Ethanol, 150 ml Butoxy Ethanol ve 50 ml Perciloric Asit karışımından hazırlanan çözelti ile 20 volt (DC)'ta Struers-Tenupol 3 marka sistemle, inceltme, parlatma ve delme işlemi yapılarak elektron mikroskop incelemelerine hazır hale getirildi. Elektron ışınımını geçirebilecek kadar inceliğe sahip olan bu numuneler, 300 kV gücünde Jeol 3010 geçirmeli elektron mikroskop (TEM) ile incelendi.

2.8.6. Mössbauer Spektrometresi Ölçümleri İçin Numunelerin Hazırlanması

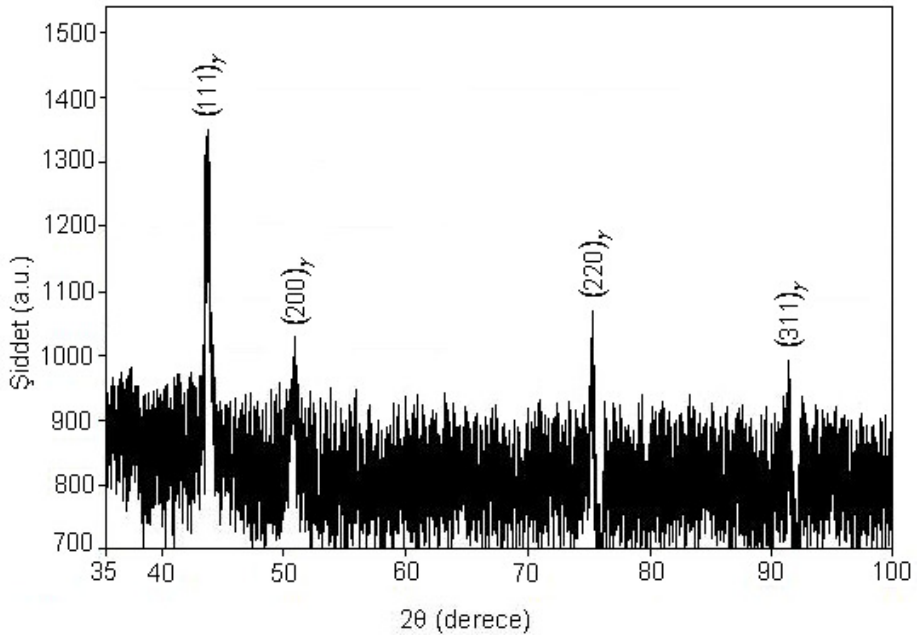
Mössbauer spektrometresi deneyleri için ısıl işlemleri tamamlanmış austenite ve martensite fazdaki alaşımlardan 1 mm kalınlığında kesilerek hazırlanan alaşımlar; 500, 800 ve 1000 kumluk su zımparaları ile yaklaşık olarak 50 μm kalınlığına kadar mekanik olarak inceltildi. Hazırlanan alaşımların Mössbauer spektrumları, Wissel marka Mössbauer

spektrometresi ile 50 mCi' lik ^{57}Co kaynağı kullanılarak oda sıcaklığında elde edildi. Elde edilen spektrumlar Normos-90 en küçük kareleri fit etme programı ile analiz edildi.

3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

3.1. Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo Alaşımlarının Örgü Parametrelerinin X-Işınları Difraktometresi (XRD) Metodu İle Belirlenmesi

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında ısıl işlem sonrasında oluşan fazlara ait ana düzlemler ve örgü parametrelerinin bulunması için XRD ölçümleri alınmıştır. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımına ait 1100 °C de 6 saat ısıl işlem uygulandıktan sonra fırın içinde oda sıcaklığına kadar yavaş soğutulan numune için XRD ölçümleri Şekil 3.1.'de, hesaplama sonuçları Çizelge 3.1. de verilmiştir.

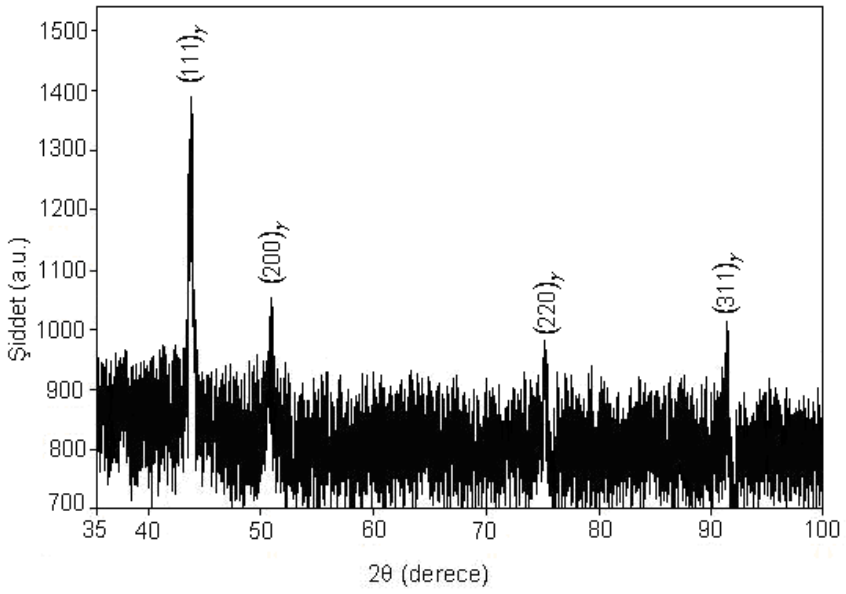


Şekil 3.1. 1100 °C de 6 saat tutulan ve fırında yavaş soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd numunesine ait XRD ölçümü.

Çizelge 3.1. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının XRD sonuçları ve austenite örgü parametresi.

Pik $(hkl)_\gamma$	$N=h^2+k^2+l^2$	2θ	a_γ (Å)
$(111)_\gamma$	3	43,93	3.5701
$(200)_\gamma$	4	51.17	3.5698
$(220)_\gamma$	8	75.29	3.5697
$(311)_\gamma$	11	91.30	3.5753
$<a_\gamma>$=3.5712 Å			

Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının 1100 ℃ de 6 saat ısıl işlem uygulandıktan sonra fırın içinde oda sıcaklığına kadar yavaş soğutulan numunenin XRD ölçümleri ise Şekil 3.2.'de, hesaplama sonuçları ise Çizelge 3.2. de verilmiştir.



Şekil 3.2. 1100 ℃ de 6 saat tutulan ve fırında yavaş soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo numunesine ait XRD ölçümü.

Çizelge 3.2. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının XRD sonuçları ve austenite örgü parametresi.

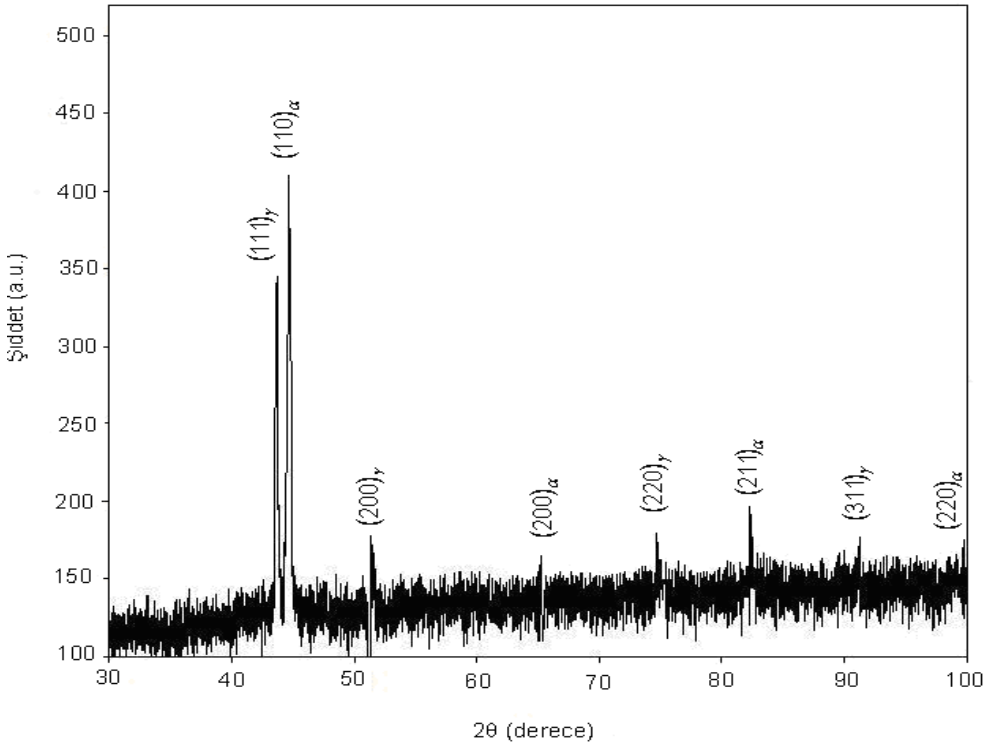
Pik $(hkl)_\gamma$	$N=h^2+k^2+l^2$	2θ	a_γ (Å)
$(111)_\gamma$	3	43.87	3.5746
$(200)_\gamma$	4	51.20	3.5688
$(220)_\gamma$	8	75.32	3.5691
$(311)_\gamma$	11	91.5	3.5693
$<a_\gamma>$=3.5705 Å			

XRD ölçümü sonucunda, numunelerin sadece austenite faza sahip olduğu ve austenite faza ait $(111)_\gamma$, $(200)_\gamma$, $(220)_\gamma$, $(311)_\gamma$ düzlemleri içerdiği hesaplanmıştır.

Austenite faza sahip olduğu belirlenen numuneler daha sonra faz dönüşümünün sağlanması için sıvı azot (-196 °C) içerisine atılmış ve 8-10 sn bekletilerek oda sıcaklığına alınmıştır. Hazırlanan numunelerin XRD ölçümleri Şekil 3.3. ve Şekil 3.4. da verilmiştir. XRD ölçümü sonucunda numunelerin austenite kristal yapısının içerisinde b.c.c. martensite kristal yapının oluştuğu hesaplanmıştır. Her iki faza ait örgü parametreleri hesaplamalarında

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + l^2 + k^2}} = \frac{a}{\sqrt{N}} \qquad (3.1.)$$

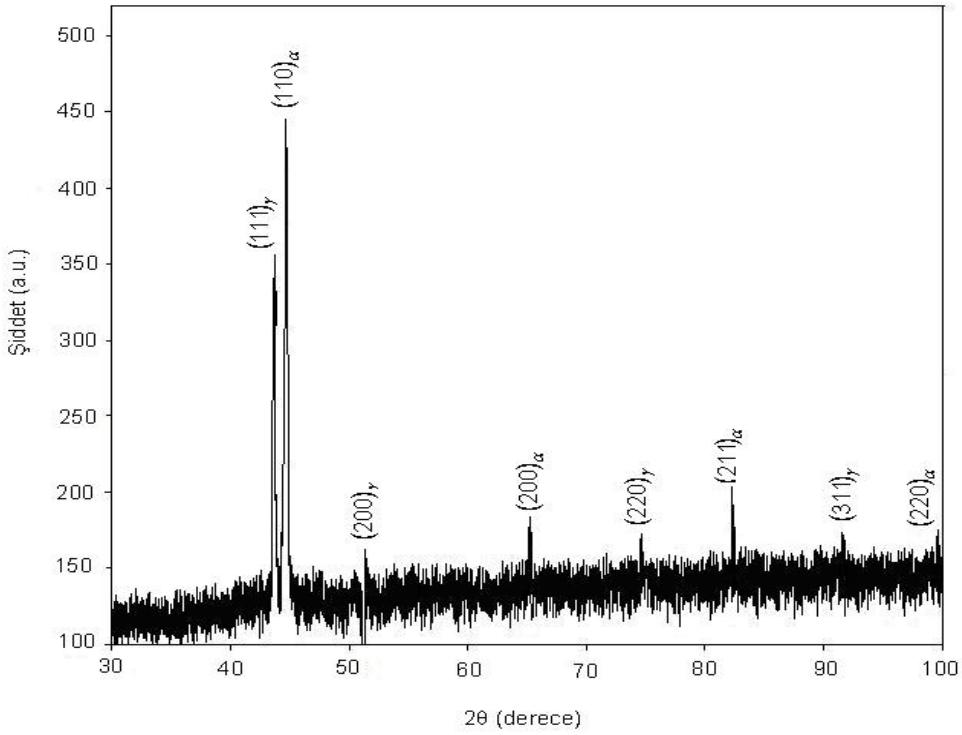
denkleminden yararlanıldı. Martensite faza ait ölçüm ve hesaplama sonuçları Çizelge 3.3. ve 3.4. de verilmiştir.



Şekil 3.3. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında, (-196 ℃)' de austenite kristal yapısında oluşan martensite ait XRD ölçümü.

Çizelge 3.3. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının XRD sonuçları ve martensite örgü parametresi.

Pik $(hkl)_\alpha$	$N=h^2+k^2+l^2$	2θ	a_α (Å)
$(110)_\alpha$	2	44,80	2,8614
$(200)_\alpha$	4	65,24	2,8604
$(211)_\alpha$	6	82,53	2.8631
$(220)_\alpha$	8	99,30	2,8609
$<a_\alpha>$=2,8615 Å			



Şekil 3.4. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında, (-196 ℃)' de austenite kristal yapısında oluşan martensite ait XRD ölçümü.

Çizelge 3.4. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının XRD sonuçları ve martensite örgü parametresi.

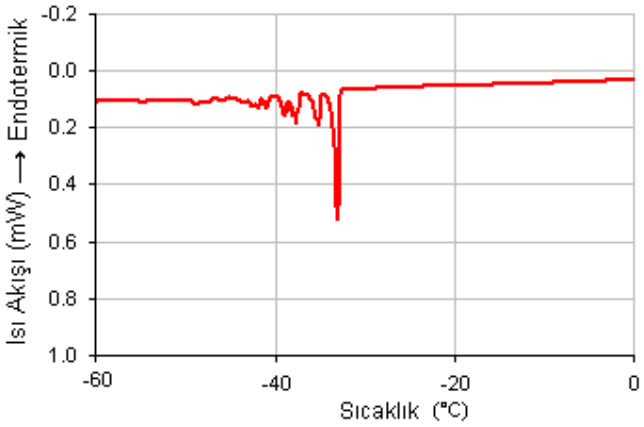
Pik $(hkl)_\alpha$	$N=h^2+k^2+l^2$	2θ	a_α (Å)
$(110)_\alpha$	2	44,64	2,8711
$(200)_\alpha$	4	65,10	2,8658
$(211)_\alpha$	6	82,73	2.8569
$(220)_\alpha$	8	99,42	2,8584
$<a_\alpha>$=2,8630 Å			

3.2. Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo Alaşımlarında Oluşan Austenite-Martensite Faz Dönüşümünün Termal Özelliklerinin DSC Yöntemi İle Belirlenmesi

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında görülen austenite→martensite ve martensite→austenite faz dönüşümlerinin (martensite başlama sıcaklığı (M_s), austenite başlama sıcaklığı (A_s) ve austenite bitiş sıcaklığı (A_f)) sıcaklıklarını belirlemek için DSC (Differential Scanning Calorimetry) ölçümleri yapıldı. Yapılan ölçümlerle Fe-Ni-Pd alaşımına Mo elementinin eklenmesiyle Fe-Ni-Pd alaşımında tespit edilen (M_s), (A_s) ve (A_f) sıcaklıklarında meydana gelen değişimler elde edildi.

1100 °C de 6 saat ısıl işlem gören ve fırında soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımları oda sıcaklığında austenite fazdadır. Yapılan çalışmada bu numuneler kullanılarak sıcaklık aralıkları, soğutma işlemi için (20 °C) - (-150 °C), ısıtma işlemi için (20 °C) - (500 °C) olacak şekilde tercih edilmiştir.

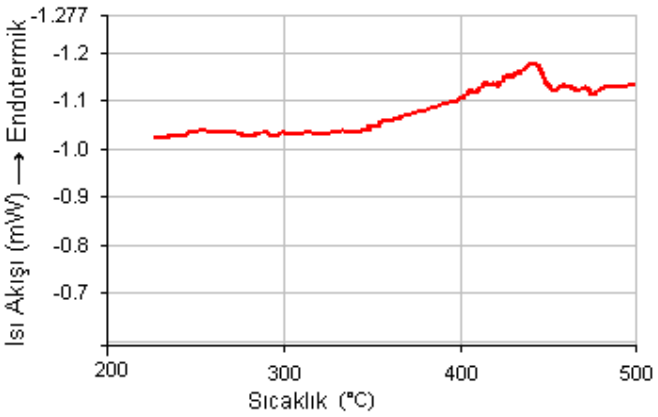
Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının martensite başlama sıcaklığını (M_s) tespit etmek için alaşımın sıcaklığı 20 °C' den (-150 °C)' ye kadar dakikada 5 °C'lik bir azalma ile soğutuldu. Sonra alaşım 20 °C' den 500 °C' ye kadar dakikada 5 °C'lik bir artışla ısıtılarak A_s ve A_f sıcaklıkları belirlendi.



Şekil 3.5. 1100 °C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem gören Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının birinci döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.

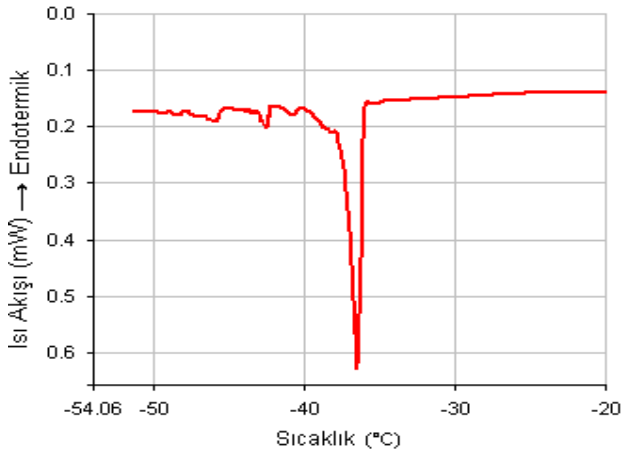
Birinci döngüde numune soğutulurken martensite başlama sıcaklığı (M_s), (-33 °C)'de keskin bir pik ile patlama şeklinde meydana gelmiştir. (Şekil 3.5.). Martensitik dönüşümün keskin bir pik ile patlama şeklinde meydana gelmesi dönüşümün atermal özelliğe sahip olduğunu gösterir. Kaufman ve Cohen[16] bir dizi Fe-Ni alaşımlarında yaptıkları çalışmada austenite→ martensite faz dönüşümlerini incelemiş ve Ni oranı ağırlıkça %28'in üzerinde olan alaşımlarda austenite→martensite faz dönüşümünün (M_b) sıcaklığı ile verilen martensite başlama sıcaklığında patlama şeklinde meydana geldiğini tespit etmişlerdir.

Martensite→austenite ters dönüşümünün başladığı sıcaklığı tespit etmek için numune 20 °C' den 500 °C' ye ısıtılarak, austenite başlama sıcaklığı (A_s) 360 °C ve austenite bitiş sıcaklığı (A_f) 450 °C olarak bulunmuştur (Şekil 3.6.).

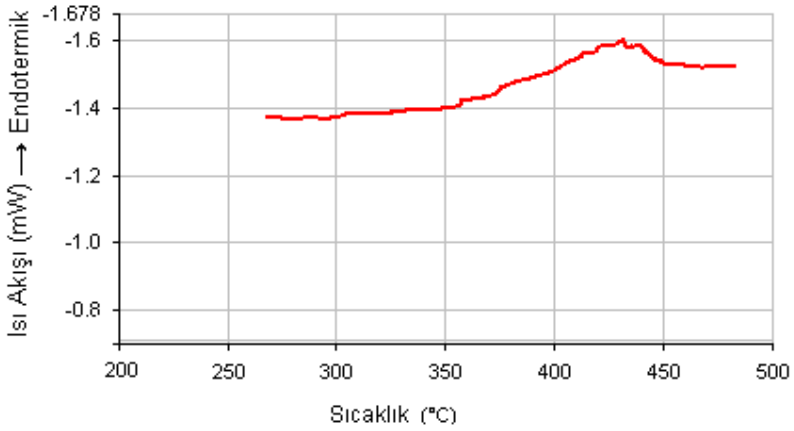


Şekil 3.6. 1100 °C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem gören Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının birinci döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.

İkinci döngüde martensite başlama sıcaklığı (M_s), (-36 °C) olarak elde edilmiş ve dönüşüm yine keskin bir pik vererek patlama şeklinde meydana gelmiştir (Şekil 3.7.). Ters dönüşüm için yapılan ısıtma işlemi sonucunda ise austenite başlama sıcaklığı (A_s) 360 °C ve austenite bitiş sıcaklığı (A_f) 450 °C bulunmuştur (Şekil 3.8.).

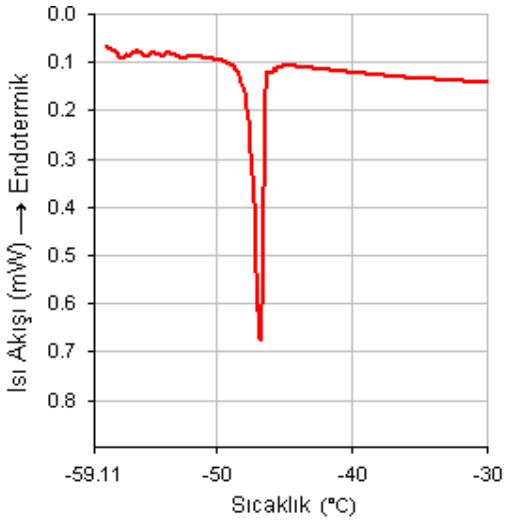


Şekil 3.7. 1100 °C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının ikinci döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.

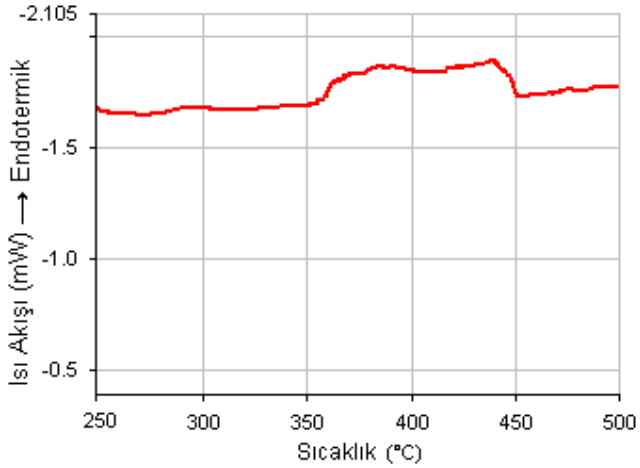


Şekil 3.8. 1100 °C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının ikinci döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.

Üçüncü döngüde numunenin martensite başlama sıcaklığı (M_s), -47 °C olarak bulunmuştur (Şekil 3.9.). Isıtılarak yapılan üçüncü döngüde ise austenite başlama sıcaklığı 360 °C ve austenite bitiş sıcaklığı 450 °C olduğu belirlenmiştir (Şekil 3.10.).



Şekil 3.9. 1100 °C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem gören Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının üçüncü döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.



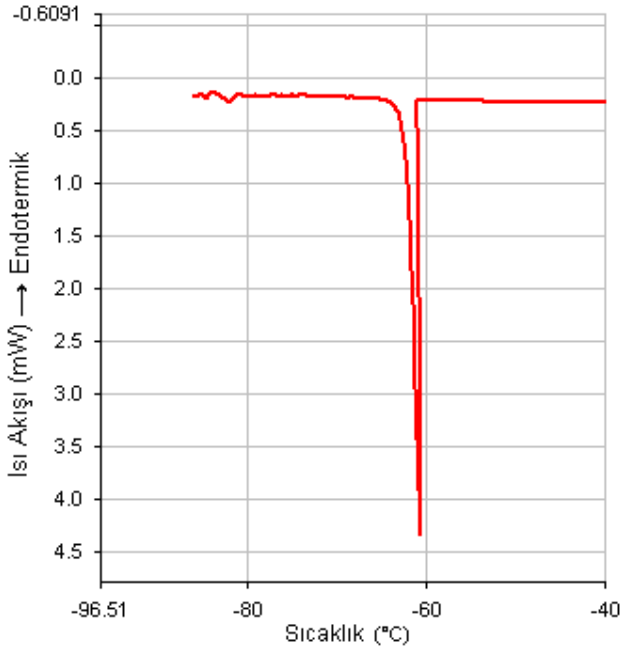
Şekil 3.10. 1100 °C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının üçüncü döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.

Yapılan ölçümler sonucunda, austenite başlama sıcaklığı (A_s) ve bitiş sıcaklığı (A_f) sıcaklıkları değişmezken, martensite başlama sıcaklığı (M_s) her döngüde düşmüştür. Bu döngüler sonucunda Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında austenite faz stabilize olmuştur. Seo ve arkadaşları[22] Martensite→austenite ters dönüşümü için numuneye tekrar ısıl işlem uygulamışlar bunun sonucunda ortalama tane boyutu 87 μm' den 32 μm' ye düşmüştür. Yedinci termal döngü sonrası ortalama tane boyutu 20 μm' de sınırlı kalmıştır. Buna göre her termal döngü sonrası martensite→austenite ters dönüşümünüyle meydana gelen dislokasyonlar artmış ve austenite'nin stabilizasyonunu buna bağlamışlardır.

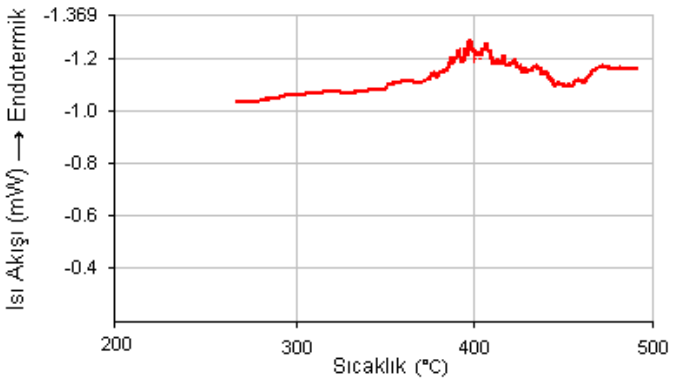
Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının martensite başlama sıcaklığını (M_s) bulmak için numune 20 °C' den (-150 °C)' ye kadar dakikada 5 °C' e olacak şekilde soğutuldu. Sonra alaşım 20 °C' den 500 °C' ye kadar

dakikada 5 °C olacak şekilde ısıtılarak A_s ve A_f sıcaklıkları belirlendi. Bu şekilde üç döngü yapıldı.

Birinci döngüde numune soğutulurken martensite başlama sıcaklığı (M_s), (-61 °C)' de patlama şeklinde meydana gelmiştir (Şekil 3.11.). Isıtırken austenite başlama sıcaklığı (A_s) 370 °C ve austenite bitiş sıcaklığı (A_f) 450 °C bulunmuştur (Şekil 3.12.).

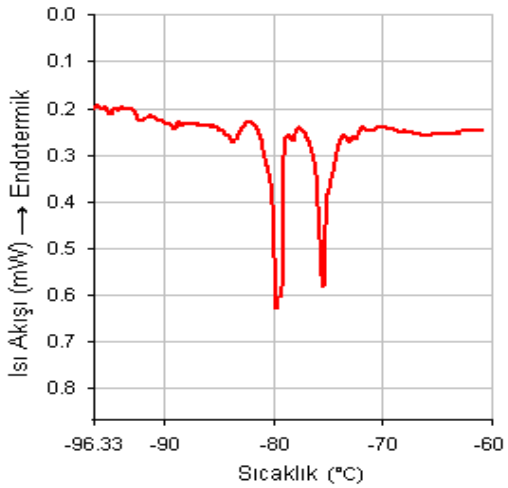


Şekil 3.11. 1100 °C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem gören Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının birinci döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.



Şekil 3.12. 1100 °C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının birinci döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.

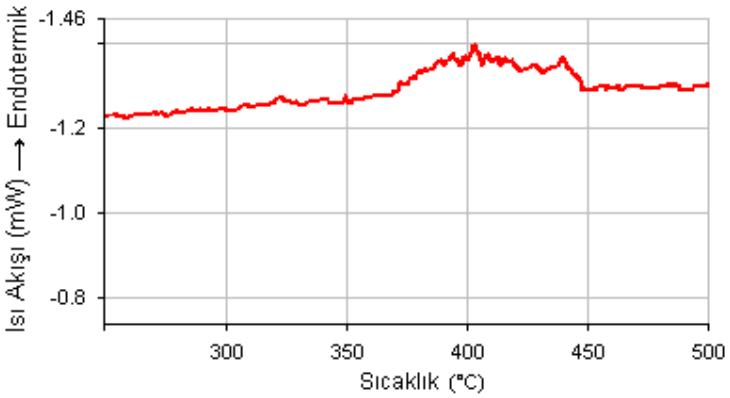
İkinci döngüde martensite başlama sıcaklığı (M_s), (-75 °C) de yine keskin bir pikle patlama şeklinde meydana gelmiştir (Şekil 3.13.). Benzer şekilde -79 °C de austenite fazın başka bir hacminde de martensite dönüşüm yine patlama ile meydana gelmiştir.



Şekil 3.13. 1100 °C sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının ikinci döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.

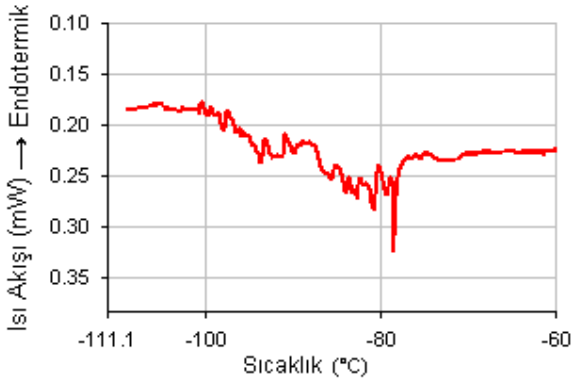
Atermal olarak gerçekleşen martensitik dönüşümler belirli bir M_s sıcaklığında keskin bir pik vererek gerçekleşir ve M_s sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda martensite miktarı artar. Martensite miktarındaki bu artış sıcaklığın bir fonksiyonudur ancak M_s sıcaklığı soğutma oranından bağımsızdır. Maki ve arkadaşları[49] Fe-%30Ni-%0,4C alaşımında M_s sıcaklığını -123 ℃ tespit etmişler ve sıcaklığı sırasıyla -138 ℃ ve -157 ℃' ye düşürdüklerinde yeni martensite kristalleri elde etmişler ve bu yeni martensite kristalleri bir önceki martensite kristallerine bitişik ve ikizlenme içeren bir dönüşüm sergilemişlerdir. Soğutma boyunca martensite kristalleri kısa bir süre içinde son boyutuna ulaşır ve tekrar soğutma ile kristallerin hacminde yeni bir artış gözlenmez.

İkinci döngüde ısıtırken austenite başlama sıcaklığı (A_s) 370 ℃ ve austenite bitiş sıcaklığı (A_f) 450 ℃ bulunmuştur (Şekil 3.14.).

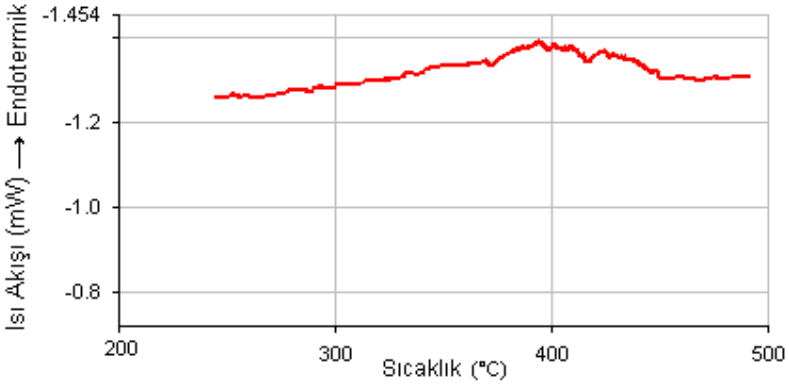


Şekil 3.14. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının ikinci döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.

Üçüncü döngüde martensite başlama sıcaklığı (M_s), (-78 ℃) olarak bulunmuştur (Şekil 3.15.). Numunede dönüşüm hacmi birinci ve ikinci döngüye göre azalmıştır. Isıtılarak yapılan üçüncü döngüde ise austenite başlama sıcaklığı 370 ℃ ve austenite bitiş sıcaklığı 450 ℃ olduğu belirlenmiştir (Şekil 3.16.).



Şekil 3.15. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının üçüncü döngüsünün (soğutma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.



Şekil 3.16. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanılan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının üçüncü döngüsünün (ısıtma) sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.

DSC sonuçlarına göre, Fe-%30Ni-%1Pd alaşımına Mo elementinin etkisiyle M_s sıcaklığının düştüğü bulunmuştur. Mo elementinin etkisiyle tane boyutundaki artma M_s sıcaklığını azaltmıştır. Yapılan bazı araştırmalar [5,98] sonucunda; tane boyutunun küçülmesi ile M_s sıcaklığının arttığı bulunmuştur. Ayrıca, alaşım içinde martensite çekirdeklenmesine sebep olan kusurların artması ile de M_s sıcaklığının arttığı tespit edilmiştir[99].

Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında da martensite başlama sıcaklığının (M_s) her döngüde düştüğü ve austenite başlama ile bitiş sıcaklıklarının (A_s, A_f) değişmediği gözlenmiştir. Bu döngüler sonucunda Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının austenite fazı stabilize olmuştur.

Hayzelden ve Cantor[20] M_s sıcaklığındaki bu düşüşlerin nedenini, tane boyutlarının küçülmesine bağlamışlar ve tane boyutlarındaki küçülmenin de ilk patlama derecesinde azalma meydana getirdiğini belirtmişlerdir. Kaufman ve Cohen[16] bir dizi Fe-Ni alaşımında yaptıkları çalışmada; martensite ve austenite başlama sıcaklığının (A_s ve M_s) ısıtma ve soğutma oranlarından bağımsız olduğunu, martensite→austenite ters dönüşümünde sıcaklığın A_s'nin üzerinde tutulduğunda ise austenite fazın stabilize olduğunu tespit etmişlerdir.

Yaptığımız çalışmada her iki alaşım içinde döngü sayısı arttıkça austenite fazdan martensite faza geçiş oranın azaldığı gözlenmiştir. Seo ve arkadaşları[22] Fe-%31Ni alaşımına uyguladıkları termal dönüşümün sayısı arttıkça bu alaşımda da austenite fazdan martensite faza geçiş oranının azaldığını tespit etmişlerdir.

Singh ve Wayman[41] ise Fe-Ni-Mn alaşımında yaptıkları çalışmada, martensite fazda bulunan alaşım saniyede 5 ℃' lik artışla ısıtılmaya başlanmış ve ters dönüşümün ilk dakikalarda başladığını tespit etmişlerdir. Isıtma devam ederken martensite sınırlarında ikincil austenite fazın çekirdeklenmesi başlamış ve martensite kristallerinin yer değiştirmesiyle austenite faz büyümeye başlamıştır.

Martensite faz dönüşümü her döngüde patlama şeklinde atermal özellikli oluşmuş, ancak döngü sayısı arttıkça bir önceki patlama derecesine göre azalma görülmüş ve buna bağlı olarak oluşan martensite miktarı azalmıştır. Elde edilen bu sonuçlar literatür ile uyum içerisindedir.

Gupta ve Roghavan[100] Fe-Ni ikili alaşımlarda sınırlı bir sıcaklık için ve alaşımların kompozisyon oranlarına bağlı olarak, izotermal kinetikten patlama kinetiğine geçişin sonuçlarını incelemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre, dönüşüm kinetiği kompozisyon oranına bağlı olduğunu belirlemişlerdir. Yaptığımız bu çalışmada ise, atermal martensite faz gözlenen Fe-%30Ni-%1Pd alaşımına molibden elementinin eklenmesi ile martensitik dönüşümün kinetiğinde bir değişme gözlemlenmemiştir. Her iki alaşımda da atermal martensitik dönüşüm görülmüştür.

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında termal döngü ile M_s, A_s ve A_f sıcaklıkları arasındaki ilişki gösteren tablo Çizelge 3.5. de verilmiştir.

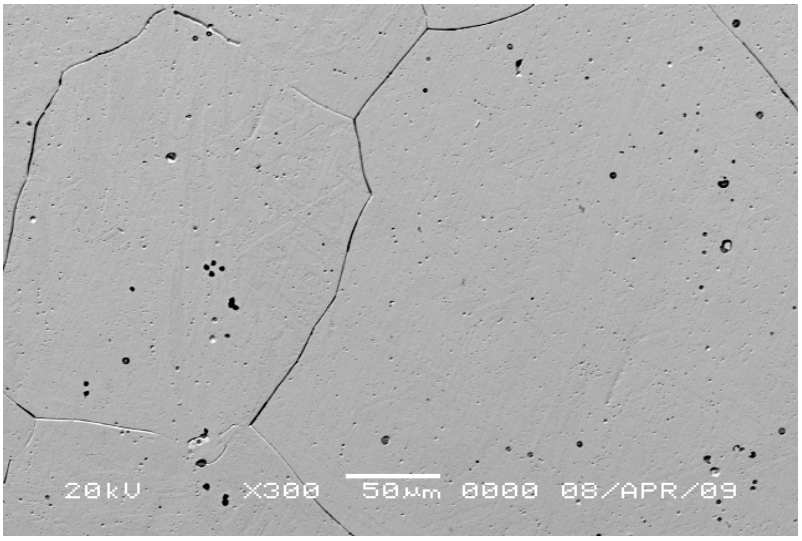
Çizelge 3.5. Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında termal döngü ile M_s, A_s ve A_f sıcaklıkları arasındaki ilişki.

Termal Döngü	Fe-%30Ni-%1Pd			Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo		
	M_s(℃)	A_s(℃)	A_f(℃)	M_s(℃)	A_s(℃)	A_f(℃)
1. Döngü	-33	360	450	-61	370	450
2. Döngü	-36	360	450	-75	370	450
3. Döngü	-47	360	450	-78	370	450

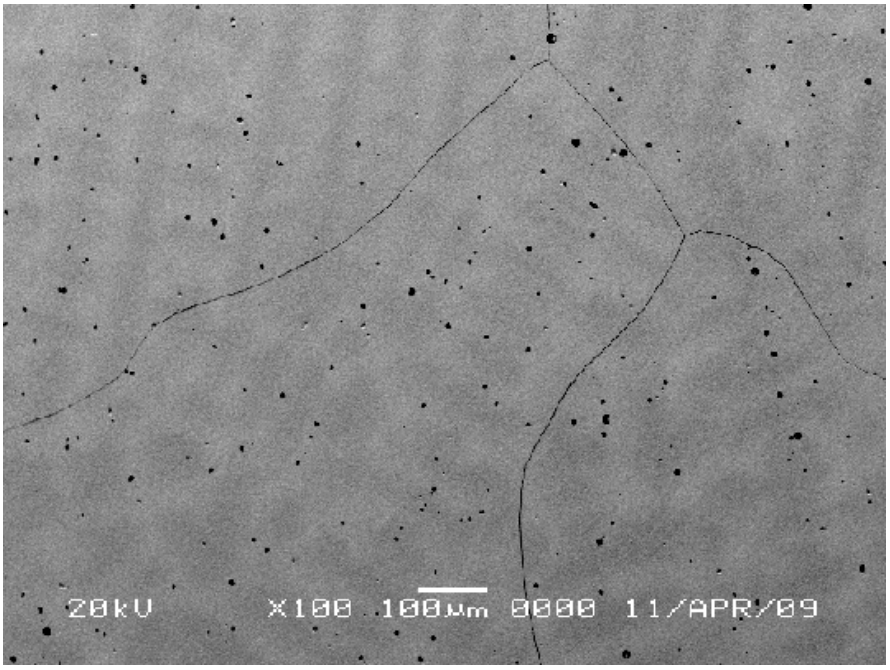
3.3. Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo Alaşımlarında Termal Etkili Martensitik Faz Dönüşümlerinin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İle İncelenmesi

Hazırlanan Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında termal etki ile oluşan austenite ve martensite fazların yüzey incelemeleri Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile yapıldı. Numuneler 1100 ℃ de ısıl işleme tabi tutuldu ve fırın içinde oda sıcaklığına kadar yavaş soğutuldu. Bu ısıl işlem sonucunda hazırlanan numunelerin, oda sıcaklığında yapılan yüzey incelemelerinde büyük kristal taneciklere (grain) sahip austenite yapıda oldukları gözlendi (Şekil 3.17. ve Şekil 3.18.). Tane sınırları genelde safsızlık atomları, atomlar arası boşluklar ve dislokasyonlar gibi kusurlar içerdiği için tane içlerinde olduğu gibi özdeş atom dizilimlerinden söz edilemez[(5)]. Austenite faza ait olan kristal tanelerin boyutları homojenleştirme süresine,

sıcaklığına ve soğutma şekline bağlı olarak değişir[65]. Özellikle Fe bazlı alaşımlarda, homojenleştirme süresi ve sıcaklığının artması ile tane boyutunun arttığı gözlenmiştir[99, 101]. Yapmış olduğumuz incelemede ise, Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarına aynı homojenleştirme süresi ve homojenleştirme sıcaklığı uygulanılarak alaşımlarda meydana gelen austenite fazın yüzey incelemeleri ve ayrıca molibden elementinin Fe-Ni-Pd alaşımının tane boyutuna etkisi gözlenmiştir. Yapılan ısıl işlem sonrası ortalama tane boyutları, Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımları için sırasıyla 250 μm ve 400 μm olarak ölçülmüştür. Ortalama tane boyutlarına bakıldığında; molibden elementinin Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında tane boyutunu artırıcı etki gösterdiği gözlemlenmiştir.

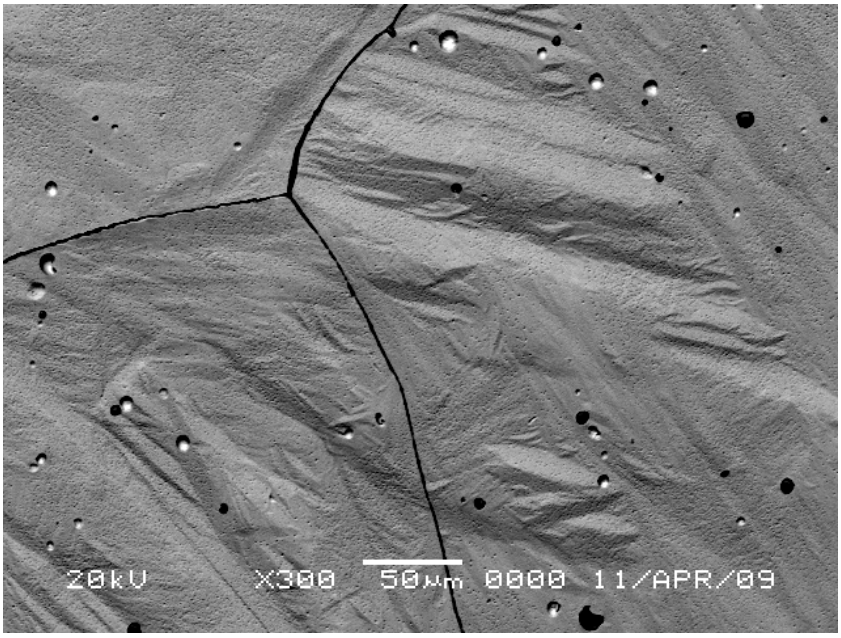


Şekil 3.17. 1100 ℃ de 6 saat tutulan ve fırında yavaş soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd numunesine ait austenite kristallerinin SEM fotoğrafı.

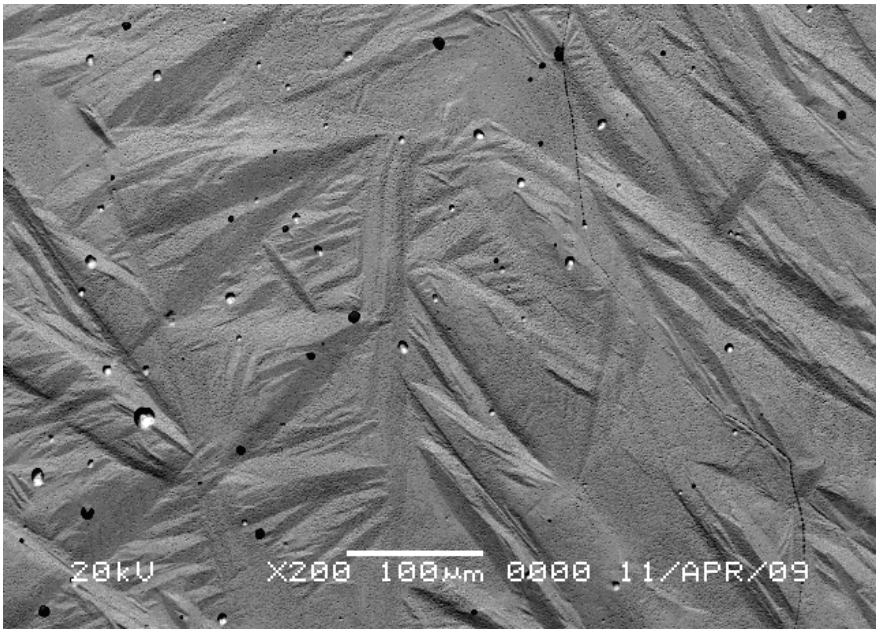


Şekil 3.18. 1100 ℃ de 6 saat tutulan ve fırında yavaş soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo numunesine ait austenite kristalerinin SEM fotoğrafı.

Büyük kristal tanecikleri içeren austenite kristal yapısındaki numuneler sıvı azot içerisine atılarak dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvvet termal etki ile sağlanmıştır ve bu etki numunelere 8-10 sn uygulanmıştır. Numuneler olası bir izotermal dönüşümü önlemek için ılık su içerisinde atılmıştır. İnceleme sonucunda gözlenen martensite yapılar Şekil 3.19. ve şekil 3.20. de verilmiştir.



Şekil 3.19. Fe-%30Ni-%1Pd numunesinde gözlemlenen martensite kristalleri.



Şekil 3.20. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo numunesinde gözlemlenen martensite kristalleri.

Easterling ve Porter[45], martensite plakalarının büyümesinin tane sınırlarında engellendiğini ve martensite çekirdeklerinin sayısının tane boyutuna bir etkisinin olmadığını ama oluşan martensite plakaların şeklinin ve büyüklüğünün tane boyutunun bir fonksiyonu olduğunu belirtmişlerdir.

Tane sınırları kristalografik yapı kusurlarının yoğun olduğu bölgeler olduğundan dolayı, martensite çekirdekleri için tercihli bölgelerdir[5]. Tane sınırları martensite dönüşümlerini engellemek için ana fazın stabilize olmasına neden olur. Martensite kristallerin büyümesi tane sınırlarında durur[5].

Martensite oluşumu nedeniyle matriksin elastik veya plastik olarak deforme olup olmadığı, martensit sınırının hareketi için çok önemli bir etkendir[49]. Hayzelden ve Cantor[20] ' a göre patlama ile meydana gelen martensitik faz dönüşümlerinin büyüklüğü tane boyutuna bağlıdır ve M_s sıcaklığı termal etkinin bir fonksiyonudur. P. Visvesvaran[102] yaptığı benzer bir çalışmada, Fe-Ni ve Fe-Ni-C alaşımlarında ortalama tane boyutlarını dikkate almış ve tane boyutlarının M_b (patlama ile oluşan martensite başlama sıcaklığı) sıcaklığına etkisi olmadığını tespit etmiştir.

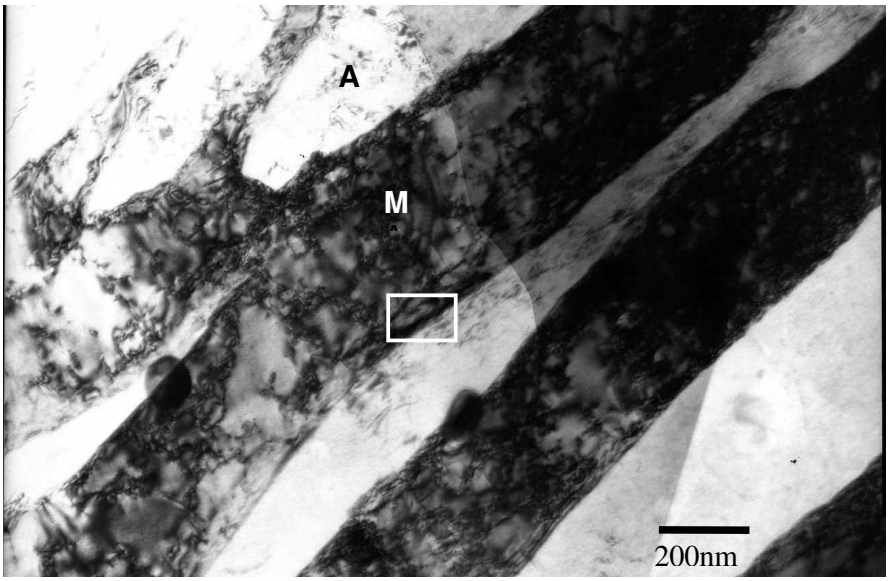
Yapmış olduğumuz bu çalışmada, her iki alaşım için aynı ısıl işlemler uygulanmış ve alaşımlarda oluşan martensite fazın morfolojisinde bir değişim belirlenmemiştir. Ayrıca bu çalışmada Fe-Ni-Pd alaşımına Mo elementinin etkisi incelenmiştir. Buna göre Fe-Ni-Pd alaşıma katılan Mo elementi austenite tane boyutunu ve martensite miktarını arttırmıştır. Her iki alaşımda meydana gelen martensite kristalleri karşılaştırıldığında ise molibden

elementini içeren alaşımda meydana gelen martensite kristallerinin hacimce daha fazla yer kapladığı tespit edilmiştir. Tane boyutunu artırıcı özellik sergileyen molibden elementi benzer şekilde martensite miktarını da artırmıştır.

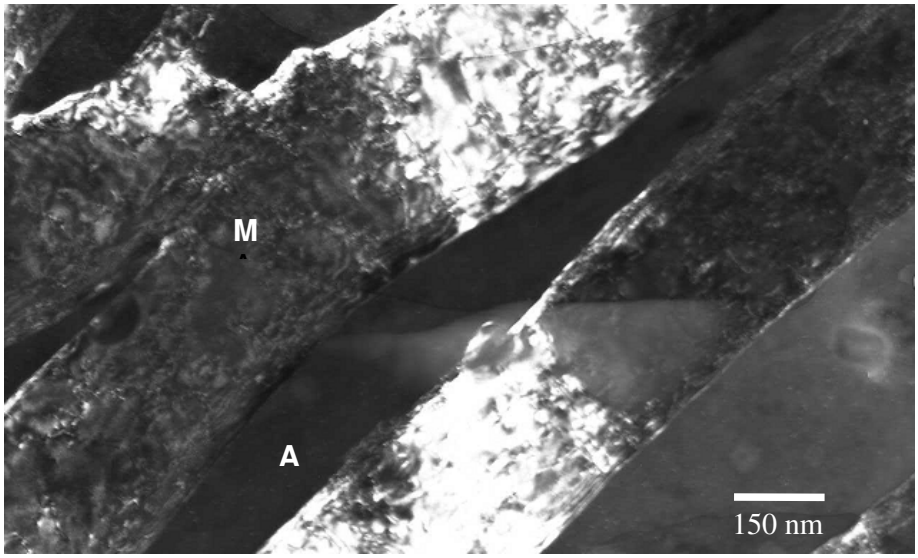
3.4. Termal Etkili Atermal Martensitik Dönüşümün Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İle İncelenmesi

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında atermal özellik gösteren martensitik fazın inceyapısı Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ile incelendi. Fe-Ni-Pd alaşımına Mo eklenmesiyle martensite fazın mikro yapısında meydana getirdiği değişiklikler ve ana faz içinde oluşan kusurlar ortaya konuldu. Austenite ve martensite fazlar arasındaki kristalografik ilişkiyi ortaya çıkarabilmek için elektron kırınımı desenlerinden yararlanıldı.

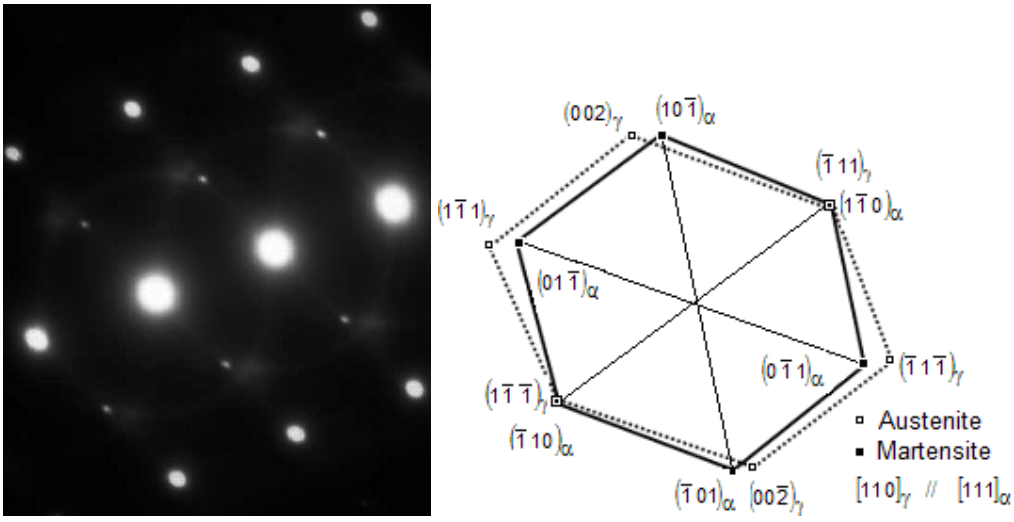
Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının 1100 ℃ de 6 saat ısıl işlemden sonra fırında soğutulan ve daha sonra sıvı azota atılarak martensitik faz dönüşümü gerçekleştirilen numunede oluşan martensite faza ait aydınlık alan ve karanlık alan görüntüsü Şekil 3.21.a. ve Şekil 3.21.b.‘ de gösterilmiştir. Şekil 3.21.a. ve Şekil 3.21.b.’ de austenite faz A harfiyle, martensite faz ise M harfiyle gösterilmiştir. Şekil 3.21.a.’da seçilmiş (austenite ve martensite fazın her ikisinin de olduğu) bölgeden alınmış elektron kırınım deseni ve bunların indislenmiş diyagramı ise Şekil 3.21.c.’de verilmiştir.



Şekil 3.21.a. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında austenite ve martensite faza ait TEM aydınlık alan görüntüsü.



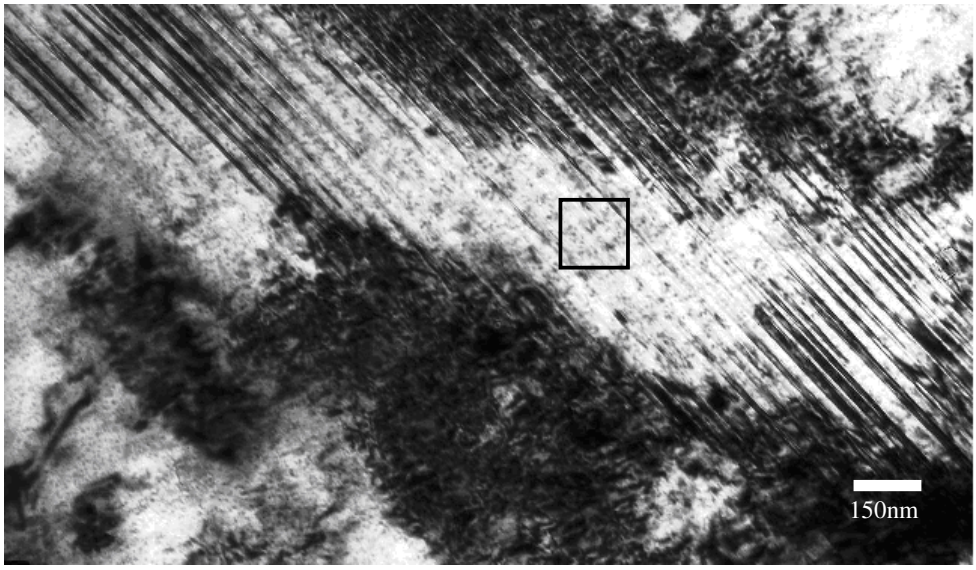
Şekil 3.21.b. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında austenite ve martensite faza ait TEM karanlık alan görüntüsü.



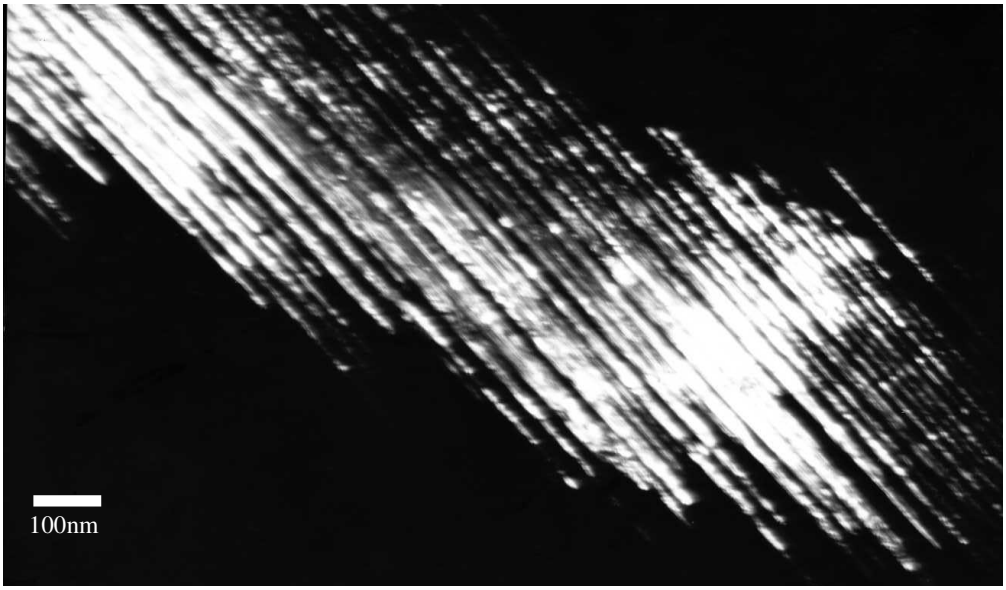
Şekil 3.21.c. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında seçilmiş bölgeden alınmış kırınım deseni ve diyagramı.

Şekil 3.21.c' de görüldüğü gibi b.c.c. martensite kristallerinin austenite yapıdan belirgin ve düz bir sınır ile ayrıldığı gözlemlenmiştir. Elde edilen elektron kırınım deseni incelendiğinde Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında martensite faz dönüşümünün, Kurdjumov-Sachs türüne ait $(1\bar{1}0)_{\alpha'} // (\bar{1}11)_\gamma$, $[111]_{\alpha'} // [110]_\gamma$ dönme bağıntılarına sahip olduğu bulunmuştur.

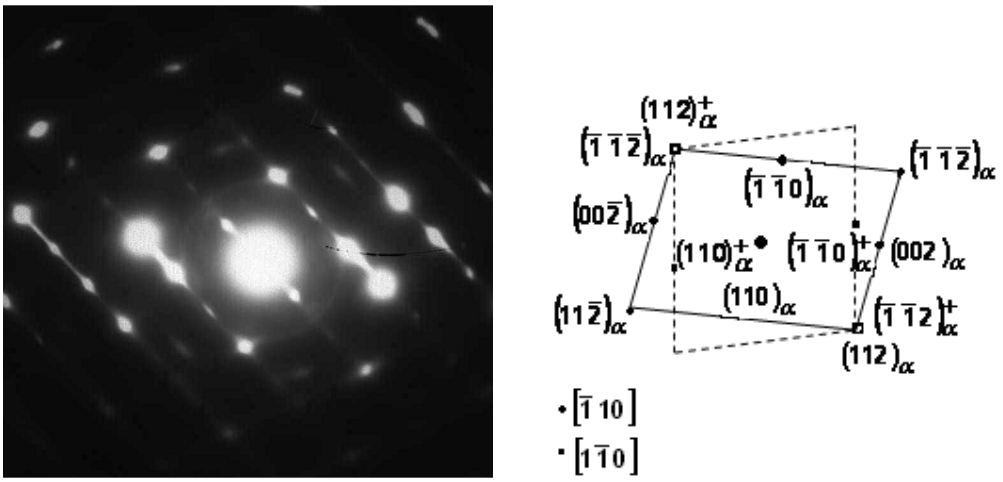
Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında, martensite fazın ikizlenmiş bölgesinden alınan aydınlık alan ve karanlık alan görüntüleri Şekil 3.22.a ve Şekil 3.22.b' de verilmiş olup, elektron kırınım deseni ve indislenmiş diyagramı ise Şekil 3.22.c'de verilmiştir.



Şekil 3.22.a. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında martensite plakanın ikizlenmiş bölgesinin TEM aydınlık alan görüntüsü.



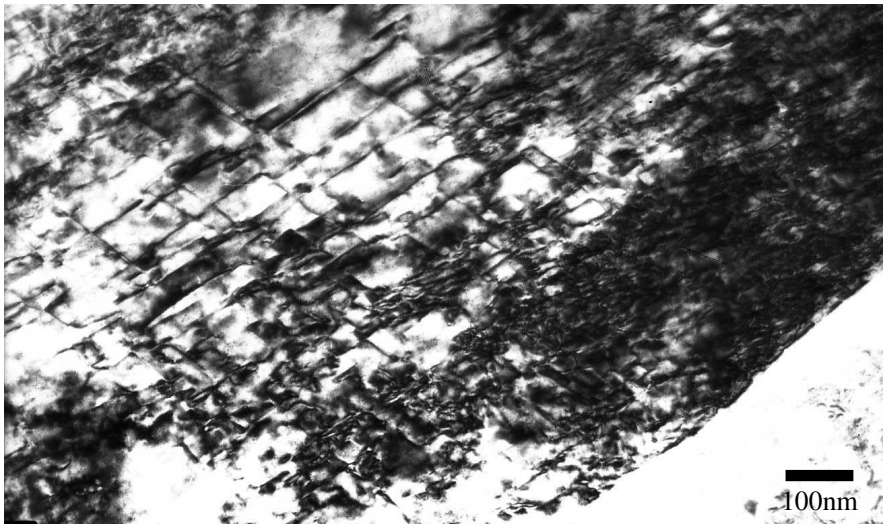
Şekil 3.22.b. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında martensite plakanın ikizlenmiş bölgesinin TEM karanlık alan görüntüsü.



Şekil 3.22.c. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında martensite plakanın seçilmiş bölgesinden alınmış kırılma indisi ve diyagramı.

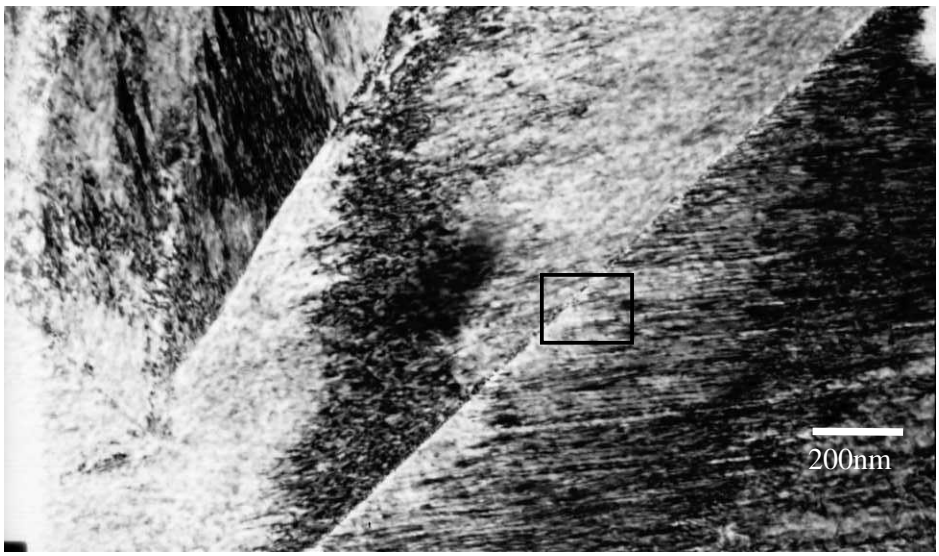
Elde edilen kırınım deseni incelendiğinde Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında oluşan martensite kristalinin iç yapısının $\{112\}_\alpha$ dönüşüm ikizlerinden oluştuğu bulunmuştur. Şekil 3.22.a' da görülen ve aynı doğrultuda yönelmiş siyah ince plakalar $(112)_\alpha$ düzlemine paraleldir.

Martensite oluşumu ile ilgili çekirdeklenme ve dönüşüm modellerine göre, dislokasyon gruplarından oluşan martensite çekirdeklerinin ana austenite faz içerisindeki yapı bozukluklarından oluştuğu varsayılmış ve bu daha sonra deneysel gözlemlerle kanıtlanmıştır[13]. Şekil 3.23.' de numunenin farklı bir bölgesinde rastlanan dislokasyon ağları gösterilmiştir.

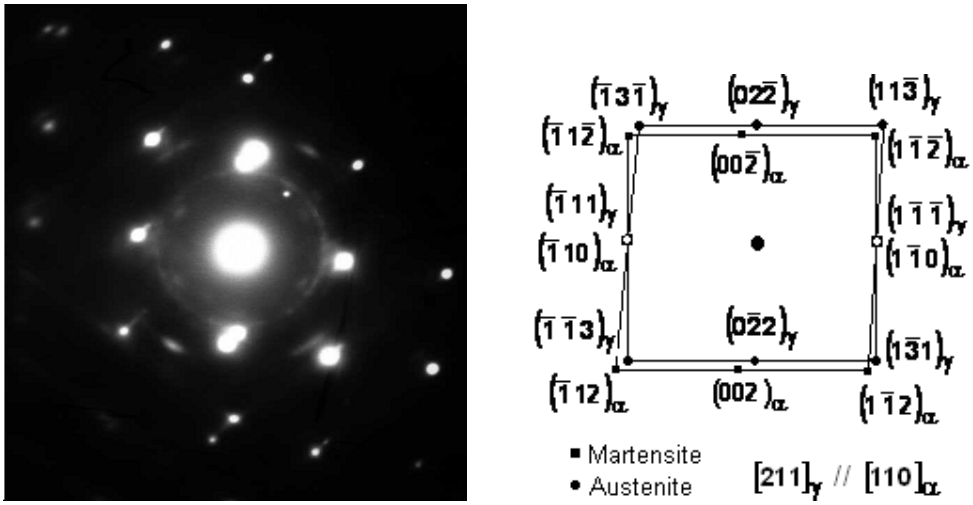


Şekil 3.23. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında TEM'de gözlenen dislokasyon ağı.

Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan martensite faza ait TEM görüntüsü Şekil 3.24.a.' da gösterilmiş olup, austenite ve martensite fazın her ikisinin bulunduğu bölgeden alınan elektron kırınım deseni ve indislenmiş diyagramı Şekil 3.24.b' de verilmiştir.

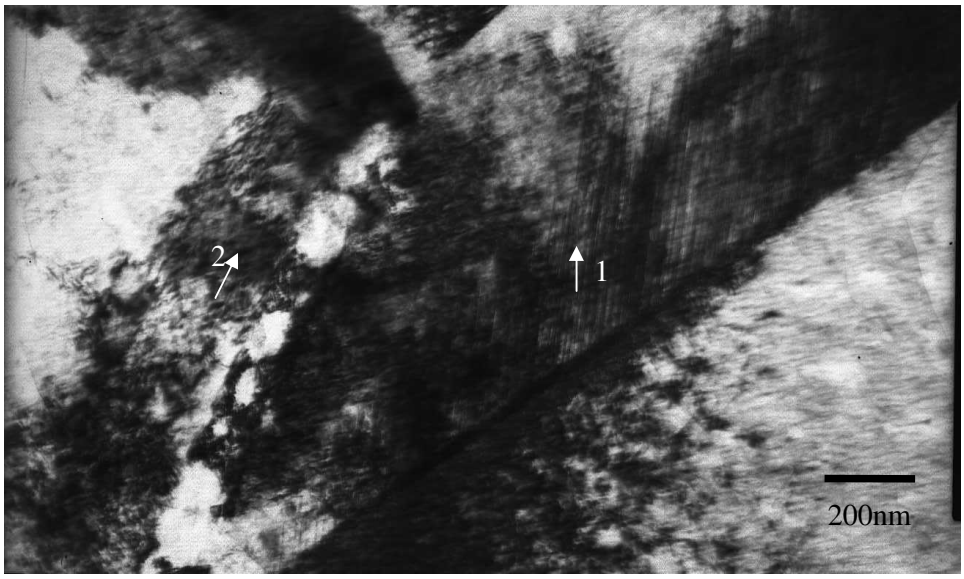


Şekil 3.24.a. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan austenite ve martensite faza ait TEM aydınlık alan görüntüsü.



Şekil 3.24.b. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında seçilmiş bölgeye ait elektron kırınım deseni ve indis diyagramı.

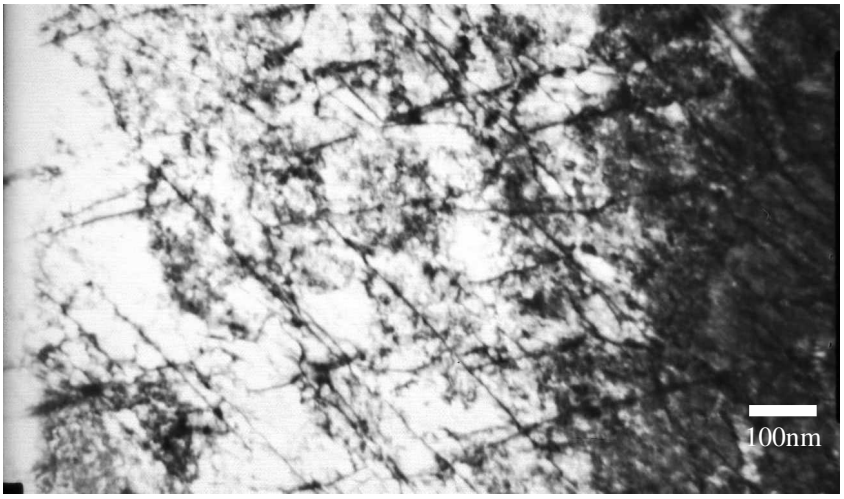
TEM çalışmaları sonucunda Şekil 3.24.a' da gösterilen martensite kristalinin, paralelkenar şekilli iç ikizlenmelere sahip olduğu görülmüştür. Kırınım deseni incelendiğinde austenite kristaline ait elektron demetinin doğrultusu $[211]_{\gamma}$, martensite kristaline ait elektron demetinin doğrultusu $[110]_{\alpha}$ olduğu belirlenmiştir. Kırınım deseni incelendiğinde martensite ikizlenmelerinin, martensite kristal yapının $\{112\}_{\alpha'}<111>_{\alpha'}$ sistemleri üzerinde meydana geldiği bulunmuştur. Bu sonuçlar düzlemler arasında K-S türünde yönelim bağıntısı $(111)_{\gamma}$ // $(110)_{\alpha'}$ olduğunu ortaya çıkarmıştır.



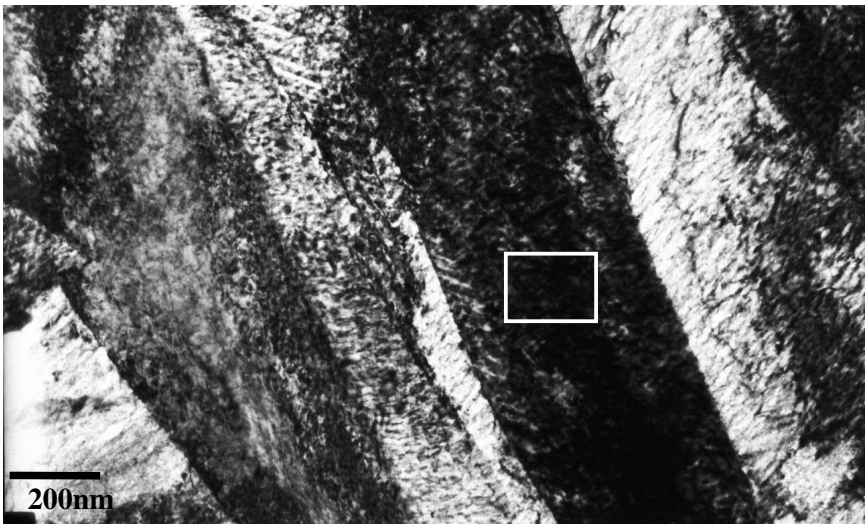
Şekil 3.25. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan ikizlenme (1 nolu ok) ve dislokasyona (2 nolu ok) ait TEM aydınlık alan görüntüsü.

Şekil 3.25.' de 1 nolu ok ile martensite plaka içindeki iç ikizlenmeler, 2 nolu ok ile de dislokasyon ağı gösterildi ve dislakosyon ağının yoğunluğunun martensite sınırında arttığı belirlendi.

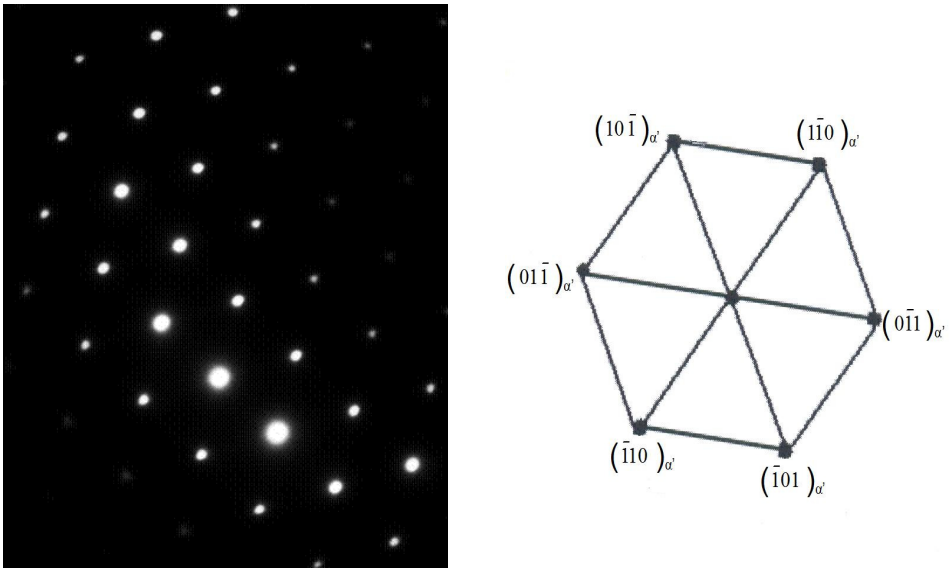
Martensite oluşumu ile ilgili çekirdeklenme ve dönüşüm modellerine göre, kristal yapı kusurları ana faz içinde yumaklar (tangles) şeklinde oluşur ve martensite çekirdeklenmesi bu dislokasyon yumaklarından kaynaklanır[12-14]. Şekil 3.26.'da Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan dislokasyon ağı görülmektedir.



Şekil 3.26. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında dislokasyon ağının TEM görüntüsü.



Şekil 3.27.a. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan austenite ve martensite faza ait TEM aydınlık alan görüntüsü.



Şekil 3.27.b. Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan martensite (seçilmiş) bölge üzerinden alınmış kırınım deseni ve diyagramı.

Şekil 3.27.b' de Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında martensite bölge üzerinden alınan elektron kırınım deseni ile indis diyagramı verilmiştir. Kırınım deseninden yapılan incelemeler sonucu, martensite için elektron demetinin yönü $[111]_{\alpha'}$ olarak bulunmuştur.

Yaptığımız TEM çalışması sonucunda, Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında meydana gelen martensitik faz dönüşümlerinin inceyapıları incelendi. Alınan TEM görüntülerine göre her iki alaşımda da martensite morfolojisinin aynı olduğu ve martensite kristallerinin iç ikizlenmelere sahip olduğu tespit edildi.

Morito ve arkadaşları[103] Fe-%31Ni ve Fe-%23Ni alaşımlarında dislakosyon yoğunluğunu incelemişler ve dislokasyon yoğunluğunun azalmasını kısmi ikizlenmenin artışına bağlamışlardır. Ayrıca Fe-%31Ni

alaşımında martensite'nin ikizlenmemiş bölgesindeki dislakosyon yoğunluğunun, Ni oranı %23 ve altındaki Fe-Ni alaşımlarında meydana gelen dislakosyon yoğunluğundan daha az olduğunu tespit etmişlerdir. Buna göre dislokasyon yoğunluğundaki artışla beraber ikizlenmede azalma meydana gelmekte ve alaşımın kompozisyon oranına bağlı olarak dislokasyon yoğunluğu değişmektedir. Yaptığımız çalışmada ise, Fe-Ni-Pd alaşımına Mo elementinin eklenmesiyle martensite plakaların genişlediği, iç ikizlenmelerin arttığı ve dislokasyon miktarının ise azaldığı gözlenmiştir.

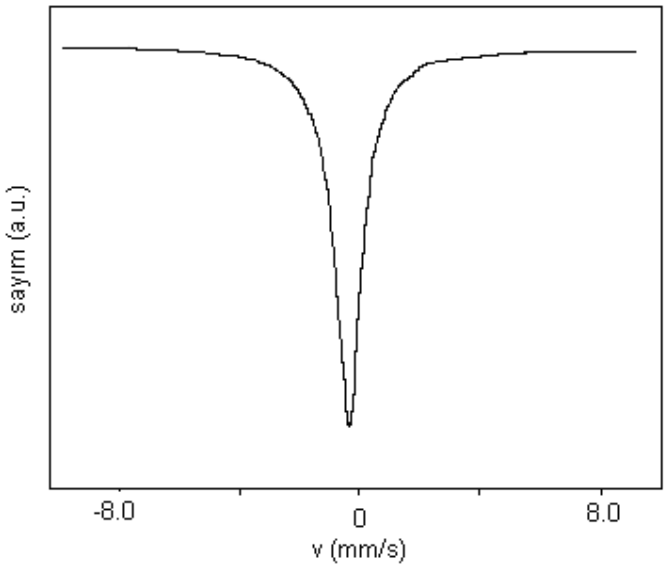
3.5. Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo Alaşımlarında Oluşan Austenite-Martensite Faz Dönüşümünün Manyetik Özelliklerinin Mössbauer Spektrometresi İle İncelenmesi

Mössbauer spektrometresi, metal ve metal alaşımlarında meydana gelen faz dönüşümlerinin manyetik özelliklerinin incelenmesinde yaygın olarak kullanılan yöntemlerden biridir. Bu yöntem ile, austenite ve martensite yapıların manyetik özellikleri, çeşitli fiziksel etkenlerle oluşan martensite kristallerinin hacim yüzdeleri ve martensite fazın iç manyetik alanı kesin bir şekilde belirlenebilir.

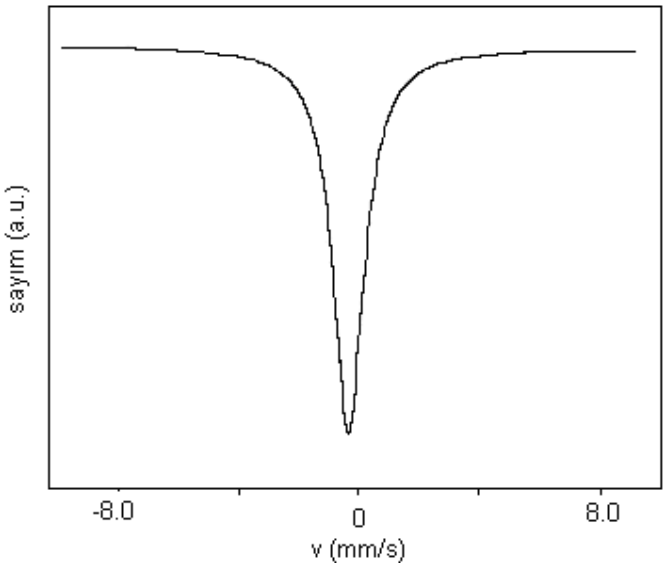
Fe bazlı alaşımlarda austenite fazı paramanyetik olduğunda, bu faz tek soğurma çizgisiyle, martensite fazı antiferromanyetik ya da ferromanyetik olduğunda ise altılı soğurma çizgisiyle karakterize edilir [104,105].

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında oluşan austenite ve martensite fazın hacimce büyüklükleri, martensite faza ait iç manyetik alan ve izomer kayma değerleri Mössbauer spektrometresi ile belirlendi.

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarına 1100 ℃ de 6 saat ısıl işlemden sonra fırın içerisinde yavaş soğutma sonucunda oluşan austenite fazı paramanyetik olduğundan, bu faz tek bir soğurma çizgisiyle karakterize edilmiştir. Şekil 3.28. ve Şekil 3.29.' da austenite faza ait Mössbauer spektrumları verilmiştir.

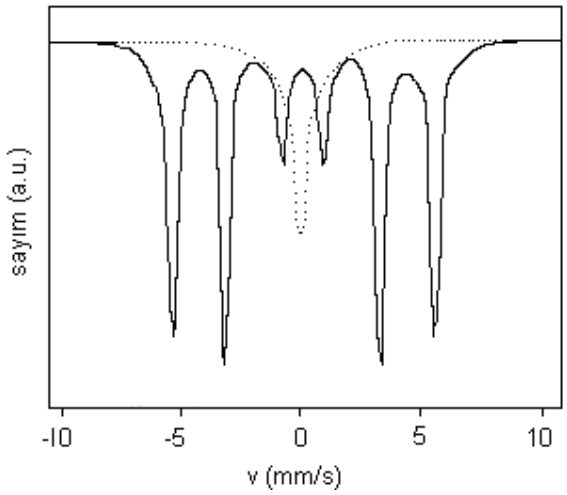


Şekil 3.28. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının oda sıcaklığında alınan austenite yapının Mössbauer spektrumu.

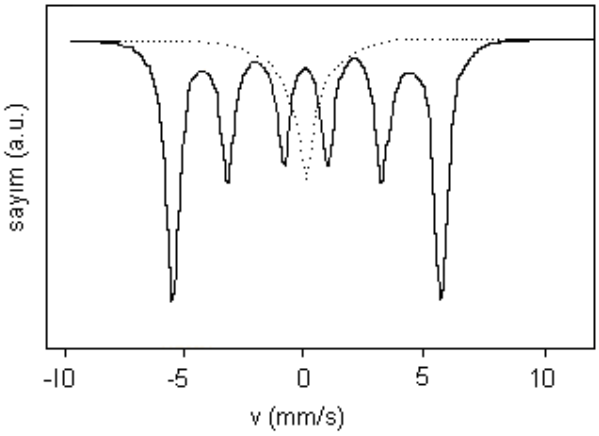


Şekil 3.29. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının oda sıcaklığında alınan austenite yapının Mössbauer spektrumu.

Paramanyetik austenite fazda bulunan alaşımlar daha sonra sıvı azot içerisine atılarak atermal dönüşüm gerçekleşmiş ve Mössbauer spektrumları alınmıştır. Şekil 3.30. ve Şekil 3.31.'de gösterilen bu spektrumlarda martensite faz altı soğurma çizgisi ile tanımlanmıştır.



Şekil 3.30. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında, (-196 ℃)' de austenite kristal yapısında oluşan martensite' in oda sıcaklığında alınan Mössbauer spektrumu.



Şekil 3.31. 1100 ℃ sıcaklığında 6 saat ısıl işlem uygulanan Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında, (-196 ℃)' de austenite kristal yapısında oluşan martensite'in oda sıcaklığında alınan Mössbauer spektrumu.

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımları için yapılan ısıl işlem sonucunda oluşan austenite ve martensite faz için elde edilen hacim yüzdeleri (austenite-%A, martensite-%M), izomer kayma değerleri (austenite-

δ_A, martensite-δ_M) ve martensite faz için iç manyetik alan ($B_{iç}$) değerleri Çizelge 3.6.' da gösterilmiştir (fırında soğutma işlemine tabi tutulan numune "F.S." ile; fırında soğutmadan sonra sıvı azota atılan numune ise "S.A." ile belirtilmiştir).

Çizelge 3.6. Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarının Mössbauer Spektrometresinden elde edilen sonuçları.

Numune	Isıl işlem	%A	%M	δ_A (mm/s)	δ_M (mm/s)	$B_{iç}$(T)
Fe-30Ni-1Pd	F.S.	100	-	$0,218 \pm 0,0050$	-	-
	S.A.	24,68	75,32	$0,095 \pm 0,0048$	$0,290 \pm 0,0096$	33,5
Fe-30Ni-1Pd-1Mo	F.S.	100	-	$0,180 \pm 0,0072$	-	-
	S.A.	13,13	86,87	$0,075 \pm 0,0044$	$0,494 \pm 0,0048$	32,0

Bu çalışma sonucunda, Fe-Ni-Pd ve Fe-Ni-Pd-Mo alaşımlarına uygulanan ısıl işlemlerin aynı olmasına rağmen alaşımlardaki martensite yüzdelerinin farklı olduğu tespit edilmiştir. Bu farklılığın, alaşımlardaki tane boyutlarından ve Fe-Ni-Pd alaşımına eklenen molibden elementinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

Mössbauer spektrumlarından alınan sonuçlara göre molibden elementinin eklenmesiyle martensite hacim yüzdesinin arttığı; martensite faz için iç manyetik alan değerinin ise azaldığı gözlenmiştir (Çizelge 3.6.).

Araştırmacılar, Fe-15Ni-C ve Fe-14.3Mn-3.7Mo alaşımlarında tane boyutu arttıkça oluşan martensite yoğunluğunun arttığını göstermişlerdir[5,106]. Yaptığımız çalışma sonucunda martensite yüzdesinin artmasıyla martensite faza ait iç manyetik alan değerinin azaldığı görülmüştür.

4. SONUÇ

Bu çalışmada, Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında oluşan austenite-martensite faz dönüşümünün morfolojik, kinetik, yapısal ve kristalografik özellikleri incelendi. Martensitik faz dönüşümlerinin üç tür etki ile oluştukları bilinmektedir. Bunlar termal, dış zor ve her iki fiziksel etkinin birlikte uygulanmasıdır. Yaptığımız çalışmada her iki alaşımada bu etkilerden sadece termal etki uygulanması sonucunda martensitik dönüşüm elde edildi. Isıl işlem sonrası alaşımlar da meydana gelen fazlara ait örgü parametreleri ve ana düzlemler X-ışınları difraktometresi ile, austenite→martensite ve martensite→austenite faz dönüşümlerinin kinetik özellikleri DSC ile, yüzey incelemeleri SEM ile, kristalografik ve inceyapı özellikleri TEM ile, oluşan fazların manyetik özellikleri ve bu fazların hacim yüzdeleri Mössbauer spektrometresi ile belirlendi.

XRD ölçümleri sonucunda, Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarına ait austenite ve martensite fazların örgü parametreleri ile bu fazlara ait ana düzlemler tespit edildi. Her iki alaşımda da gözlenen austenite faza ait ana düzlemlerin $(111)_\gamma$, $(200)_\gamma$, $(220)_\gamma$ ve $(311)_\gamma$ olduğu belirlendi (Şekil 3.13., 3.14.). Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının austenite faza ait örgü parametresi $<a_\gamma>$=3.5712 Å olarak; Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının austenite faza ait örgü parametresi ise $<a_\gamma>$=3.5705 Å olarak belirlendi. Austenite fazda bulunan numunelerin sıvı azota atılarak termal etki ile elde

edilen martensitik faz dönüşümüne ait ana düzlemlerin $(110)_\alpha$, $(200)_\alpha$, $(211)_\alpha$ ve $(220)_\alpha$ olduğu belirlendi (Şekil 3.15., 3.16.). Bu ölçüm sonuçlarına göre Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında oluşan martensite fazın örgü parametresi $<a_\alpha>$=2,8615 Å , Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan martensite faza ait örgü parametresi ise $<a_\alpha>$=2,8630 Å olarak hesaplandı.

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında görülen austenite→martensite ve martensite→austenite faz dönüşümlerinin kinetik özelliklerini belirlemek için DSC (Differential Scanning Calorimetry) analizleri yapıldı ve martensite başlama sıcaklığı (M_s), austenite başlama sıcaklığı (A_s) ve austenite bitiş sıcaklığı (A_f) tespit edildi.

1100 °C de 6 saat ısıl işlem gören ve fırında soğutulan Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarının oda sıcaklığında austenite faz yapısına sahip olduğu görüldü. Yapılan deneyde sıcaklık aralıkları, soğutma işlemi için (20 °C) - (-150 °C), ısıtma işlemi için (20 °C) –(500 °C) olacak şekilde tercih edildi.

Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının martensite başlama sıcaklığını (M_s) tespit etmek için alaşımın sıcaklığı 20 °C' den (-150 °C)' ye kadar dakikada 5 °C' lik bir azalma ile soğutuldu. Sonra alaşım 20 °C' den 500 °C' ye kadar dakikada 5 °C'lik bir artışla ısıtılarak A_s ve A_f sıcaklıkları belirlendi. Bu şekilde Fe-%30Ni-%1Pd alaşımına ait numuneye üç döngü yapıldı. Yapılan her döngü sonrası alınan M_s sıcaklıkları sırasıyla -33 °C, -37 °C ve -47 °C olarak ölçüldü. (Şekil 3.1., Şekil 3.3. ve Şekil 3.5.). Elde edilen ısı akışı-sıcaklık grafikleri incelendiğinde M_s sıcaklığının keskin bir pik vererek oluştuğu tespit

edildi. Bu pik ise dönüşümün atermal özellikte ve patlama şeklinde meydana geldiğini gösterdi.

Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının kinetik özellikleri benzer şekilde araştırıldı. Bu alaşım için M_s sıcaklıkları sırasıyla -61 °C, -75 °C ve -78 °C olarak bulundu (Şekil 3.7., 3.9., 3.11.). Bu alaşım içinde ısı akışı-sıcaklık grafikleri incelendiğinde; austenite→martensite faz dönüşümlerinin martensite başlama sıcaklığında (M_s) keskin bir pikle karakterize edilen, atermal özellikli ve patlama şeklinde meydana geldiği belirlendi.

Her iki alaşım için uygulanan termal döngü sayısı arttıkça M_s sıcaklıklarının düştüğü görüldü. Yapılan her döngü sonrası M_s sıcaklığındaki düşme tane boyutlarındaki küçülmeye bağlıdır ve tane boyutlarındaki küçülme de ilk patlama derecesinde azalma meydana getirir[20]. Her döngü sonrası, austenite tane yapısındaki küçülmenin bir sonucu olarak austenite→ martensite faz dönüşümü için gerekli olan sürücü kuvvet yükselir. Yükselen sürücü kuvveti elde etmek için de M_s sıcaklığı düşer.

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında yapılan termal döngüler sonucunda belirlenen austenite başlama ve bitiş sıcaklıklarını (A_s, A_f) veren grafikler Fe-%30Ni-%1Pd alaşımı için Şekil 3.2, 3.4. ile 3.6.' da ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımı için Şekil 3.8., 3.10. ve 3.12' de verildi. Bu analizlere göre her iki alaşıma uygulanan termal döngüler sonucunda austenite başlama ve bitiş sıcaklıklarının (A_s, A_f) değişmediği görüldü. Buna göre her iki alaşımda da austenite'nin stabilize olduğu belirlendi. Bu sonuca göre her termal döngü sonrası martensite→austenite

ters dönüşümü nedeniyle dislokasyonlar artmış ve buna bağlı olarak austenite stabilize olmuştur[22].

DSC sonuçlarına göre, Fe-%30Ni-%1Pd alaşımına eklenen Mo elementinin M_s sıcaklığını düşürdüğü gözlendi. Mo elementinin etkisiyle tane boyutundaki artmaya rağmen M_s sıcaklığı azaldı. Bununla beraber alaşım içinde martensite çekirdeklenmesine sebep olan kusurların artması M_s sıcaklığını düşürür[99].

Yaptığımız DSC çalışmasında Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında literatür ile benzer sonuçlar elde edildi. Martensite faz dönüşümü her döngüde atermal özellikli ve patlama şeklinde meydana geldi. Döngü sayısı arttıkça bir önceki patlama derecesine göre azalma görüldü ve buna bağlı olarak oluşan martensite miktarı azaldı.

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımları 1100 ℃ de 6 saat ısıl işlemden sonra fırın içerisinde oda sıcaklığına soğutuldu ve alaşımların yüzey incelemeleri için SEM kullanıldı (Şekil 3.17. ve Şekli 3.18.). Yapılan yüzey incelemelerinde her iki alaşımın austenite kristal taneciklerine sahip olduğu belirlendi. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımında ortalama tane boyutu 250 μm; Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında ise ortalama tane boyutu 400 μm olarak ölçüldü. Yaptığımız SEM incelemelerinde numunelerin ortalama tane boyutları karşılaştırıldığında Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımının ortalama tane boyutunun, Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının ortalama tane boyutundan yaklaşık 150 μm kadar fazla olduğu görüldü. Her iki alaşıma uygulanan ısıl işlemler aynı olmasına rağmen kristal taneciklerinin

hacimlerinde farklılıklar meydana geldi. Bu farklılıklar ise kristal taneciklerinin haciminin alaşımların kompozisyonuna bağlı olarak değiştiğini gösterdi.

Bu çalışmadan sonra termal etki ile meydana gelebilecek austenite→martensite faz dönüşümleri için oda sıcaklığında tutulan numuneler sıvı azot (-196 ℃) sıcaklığında 8-10 sn tutularak soğutuldu. Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında elde edilen atermal özellik gösteren martensitik faz dönüşümlerinin yüzey incelemeleri SEM ile yapıldı (Şekil 3.19. ve Şekil 3.20.). Yapılan incelemeler sonucunda martensite plakalarının tane sınırlarına doğru incelerek durduğu ve plakaların gelişigüzel bir dağılım gösterdiği görüldü.

Her iki alaşımda meydana gelen martensitik faz dönüşümlerinin yüzey incelemelerine göre Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında martensite'nin morfolojisinin aynı olduğu ancak Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında martensite plakalarının genişlediği ve martensite miktarının arttığı görüldü.

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında atermal özellik gösteren martensitik fazların inceyapıları Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ile incelendi. Ayrıca Fe-Ni-Pd alaşımına molibden elementinin eklenmesiyle bu alaşımda meydana gelen inceyapı değişiklikleri ve her iki alaşım için ana fazda oluşan kusurlar ortaya konuldu. Austenite ve martensite fazlar arasındaki kristalografik ilişkiyi ortaya çıkarabilmek için elektron kırınımı desenlerinden yararlanıldı.

Her iki alaşımda oluşan b.c.c. martensite kristallerinin austenite yapıdan belirgin ve düz bir sınır ile ayrıldığı görüldü. Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının martensite faz dönüşümünün aydınlık alan görüntüsü Şekil 3.21.a., karanlık alan görüntüsü Şekil 3.21.b ve bu bölgeye ait kırınım deseni ile indislenmiş anahtar diyagramı Şekil 3.21.c.' de verildi. Elde edilen kırınım deseni incelendiğinde dönüşümün Kurdjumov-Sachs türüne ait $(1\bar{1}0)_{\alpha'}//(\bar{1}11)_{\gamma}$, $[111]_{\alpha'}//[110]_{\gamma}$ dönme bağıntılarına sahip olduğu bulundu.

Fe-%30Ni-%1Pd alaşımının başka bir bölgesinden alınan martensite fazda meydana gelen ikizlenmenin aydınlık alan ve karanlık alan görüntüleri Şekil 3.22.a. ve Şekil 3.22.b.' de verildi. İkizlenmiş bölgeden alınan elektron kırınım deseni ve indis diyagramı ise Şekil 3.22.c.' de verildi. Elde edilen kırınım deseni incelendiğinde martensite kristalinin iç yapısının $\{112\}_{\alpha}$ dönüşüm ikizlerinden oluştuğu bulundu. Şekil 3.22.a.' da görülen ve aynı doğrultuda yönelmiş siyah ince plakalar $(112)_{\alpha}$ düzlemine paraleldir. Bu alaşımda oluşan dislokasyon ağları ise Şekil 3.23.' de gösterildi.

Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımında oluşan martensite faza ait TEM görüntüsü Şekil 3.24.a.' da gösterilmiş olup, austenite ve martensite fazın her ikisinin bulunduğu bölgeden alınan elektron kırınım deseni ve indis diyagramı Şekil 3.24.b.'de verildi. Şekil 3.24.'de gösterilen martensite kristalinin, paralelkenar şekilli iç ikizlenmelere sahip olduğu görüldü. Kırınım deseni incelendiğinde austenite kristaline ait elektron demetinin doğrultusu $[211]_{\gamma}$,

martensite kristaline ait elektron demetinin doğrultusu $[110]_{\alpha'}$ olduğu belirlendi. Kırınım deseni incelendiğinde martensite ikizlenmelerinin, martensite kristal yapının $\{112\}_{\alpha'}<111>_{\alpha'}$ sistemleri üzerinde meydana geldiği bulundu. Bu sonuçlar, düzlemler arasında K-S türünde yönelim bağıntısı $(111)_{\gamma}$ // $(110)_{\alpha'}$ olduğunu ortaya çıkardı. Bu alaşımda meydana gelen dislokasyon ağı ise Şekil 3.26.' da gösterildi.

Yaptığımız TEM çalışması sonucunda, Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında martensite morfolojisinin aynı olduğu, martensite kristallerinin iç ikizlenmelere sahip olduğu tespit edildi. Fe-Ni-Pd alaşımına Mo elementinin eklenmesiyle martensite plakaların genişlediği, iç ikizlenmelerin arttığı ve dislokasyon miktarının ise azaldığı gözlendi.

Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarında termal etkiyle meydana gelen martensite faza ait hacim yüzdeleri, martensite fazın iç manyetik alan ve izomer kayma değerleri Mössbauer spektrometresi yöntemi kullanılarak bulundu. Her iki alaşımın austenite fazına ait Mössbauer spektrumlarının paramanyetik olduğu belirlendi (Şekil 3.28., Şekil 3.29.). Martensitik faz dönüşümü meydana gelen alaşımların, ferromanyetik ya da antiferromanyetik özellikli spekturum verdiği görüldü (Şekil 3.30., Şekil 3.31.). Çizelge 3.6.' da gösterilen Mössbauer sonuçlarında Fe-%30Ni-%1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarına uygulanan ısıl işlemlerin aynı olmasına rağmen alaşımlardaki martensite yüzdelerinin farklı olduğu ve molibden elementinin eklenmesiyle martensite hacim yüzdesinin arttığı tespit edildi.

Ayrıca martensite miktarının artması ile martensite faza ait iç manyetik alan değerinin azaldığı, buna karşılık izomer kayma değerinin arttığı belirlendi.

KAYNAKLAR

1- T. Burakowski, T. Wierzchoń, Surface Engineering of Metals Principles, Equipment, Technologies, CRC Pres, Washington D.C., (1999).

2- A.R.Troiano, A.B. Greninger, Metal Progress, **50**, 303(1946).

3- W. C. Roberts Austen, An Introduction to the Study of Metallurgy, Charles Griffin Company, London, (1891)

4- Joseph R. Davis, Metalls Handbook Desk Edition, ASM International, (1998).

5- Z. Nishiyama, Martensitic Transformations, Academic Press, London, 1978.

6- T. N. Durlu, F.Ü. Fen ve Müh. Bilimleri Dergisi, **13**(1), 1(2001).

7- H.K.D.H. Bhadeshia, M. Dechamps, L.M. Brown, Acta Metall., **29,** 1473(1981).

8- G. B. Olson, M. Cohen, Metall. Trans.A, **14A**, 1057(1983).

9- T. Wada, T. Tagawa, M. Taya, Scripta Mater., **48**, 207(2003).

10- H. Kitihara, M. Ueda, N. Tsuji, Y. Minamino, Mater. Sci. Forum, **512**,117(2006).

11- S. Banerjee and P. Mukhopadhyay, Phase Transformations, Pergamon Materials Series, Elsevier Science, (2007)

12-G. B. Olson and M. Cohen, Metallurgical Transaction A, **7**, 1897(1976).

13-G. B. Olson and M. Cohen, Metall. Trans. A, **7A**, 1905(1976).

14-G. B. Olson and M. Cohen, Metall. Trans. A, **7A**, 1915(1976).

15-L. Kaufman and M. Hillert, ASM International, First Edition, Number 1, **Part 5**, 59-96(1992).

16-L. Kaufman and M. Cohen. Trans. AIME, J. Metals,**206**,1393(1956).

17-R. L. Patterson and C. M. Wayman, Acta Metallurgica,**14**, 347-366(1966).

18-T. Maki and C. M. Wayman, Metallurgical Trans. A,**7A**,1511(1976).

19-S. Kajiwara and T. Kikuchi, Philosophical Magazine A, **48,** 509(1983).

20-C. Hayzelden and B. Cantor, Acta Metal, **34**, 233(1986).

21-T. N. Durlu, J. Mater. Sci. Lett., **14**, 1251(1995).

22- S. B. Seo, D. S. Leem, J. H. Jun, C. S. Choi, ISIJ International, **41**, 350(2001).

23-J. L. Nilles and W. S. Owen, Metallurgical Transactions, **3**,1877(1972).

24-T. N. Durlu, Acta Metallurgica, **26**,1855-1861(1978).

25-T. N. Durlu and J. W. Christian, Acta Metallurgical, **27**, 663(1979).

26-K. Sridharan, F.J. Worzala and R.A. Dodd, Materials Chemistry and Physics, **30**,115(1991).

27-P. YU. Volosevitch, V. V. Girzhon, V. E. Danil'chenko, Scripta Materialia, **37**, 977(1997).

28-N. Navruz and T. N. Durlu, Journal of Material Science Letters, **18,** 959(1999).

29-H. Kitihara, N. Tsuji and Y. Minamino, Materials Science and Eng. A, **438-440**, 233(2006).

30-T. Y. Hsu, Materials Science and Eng. A, **438-440**, 64(2006).

31-B. Han and Z. Xu, Materials Science and Eng. A, **431**,109-113(2006).

32-J. R. C. Guimarães, Materials Science and Eng. A, **475,** 343(2008).

33-J. W. Christian, The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Pergamon Press, London, (1975).

34-T. Wada, T. Tagawa and M. Taya, Scripta Materialia, **48**, 207(2003).

35-M. Dikici, Fe Alaşımlarının Austenite – Martensite Dönüşümlerinde Çekirdeklenme Olayı, Yüksek Lisans Tezi, F.Ü. Fen Bil. Enst. Elazığ,1980.

36- C. S. Barret, T. B. Massalski**,** Structure of Metals, Pergamon Press, Oxford, 1980.

37- G. B. Olson and W. S. Owen, Martensite, The Materials Information Society, New York, 1992.

38- R. F. Bunshah and R. F. Mehl, Trans. AIME, Journoul of Metals,**5**, 1251 (1953).

39-T. Kakeshita, K. Kuroiwa, K. Shimizu, T. Ikeda, A. Yamagishi and M. Date, Mater. Trans., JIM, **34**, 415(1993).

40- K. Wakasa and C.M. Wayman, Scripta Metallurgica, **13**,1163(1979).

41- J. Singh and C. M. Wayman, Materials Science and Eng. A, **93**, 227(1987).

42-I. Karaman, H. Sehitoglu, H.J. Maier, and M. Balzer, Metall. Mater. Trans., **29A**, 427(1998).

43-I. Karaman, H. Sehitoglu, K. Call, Y. I. Chumlyakov and H. J. Maier, Acta mater., **48**, 1345(2000).

44-C.M. Wayman and K. Wakasa, Metallography,**14**, 37(1981).

45- K.E. Easterling and D.A. Porter, Phase Transformation in Metals and Alloys, VNR Co. Ltd., London, 1982.

46- X.Q. Zhao and Y.F. Han, Metallurgical and Materials Transactions A, **30A**, 884(1999).

47- L. Kaufman and M. Cohen, Progress in Metal Physics, **7**, 165(1958).

48- P.J. Fisher and D.J.H. Corderoy, Metallurgical Transactions A, **10A**, 1421(1979)

49-T. Maki, S. Shimoaka, S. Fujiwara and I. Tamura, Trans. JIM, **16**,35 (1975).

50-S. Kajiwara, In Proc. ICOMAT-82, Leuven, Belgium, Journal De Pysique, **43**, C4-97(1982).

51-J. W. Christian, Metall. Trans. A, **14A,** 1237(1983).

52-T. Kikuchi, S. Kajiwara and Y. Tomota, Mater. Trans., JIM, **36**, 719(1995).

53-J.W. Christian, ICOMAT, Cambridge, Massachusetts, USA, (1979).

54-Y. T. Hsu and X. Zuyao, Mater. Sci. Eng., **A273-275**, 494(1999).

55- I.YA. Georgiva and I.I. Nikitina, Trans. Metallov, **5**, 68(1972).

56-I.YA. Georgiva and O.P. Maksimova, Fiz. Metals Metalloved, **32**, 364(1971).

57- T. N. Durlu and J. W. Christian, Metal Sci., **8**, 1(1974).

58- J. W. Christian, The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Pergamon Press, Third Edition, **Part 2**, London, 2002.

59-B. C. Maji, M. Krishnan and V. V. Rama Rao, Metall. Mater. Trans., **34A**, 1029(2003).

60-J. W. Christian, The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Pergamon Press, Third Edition, **Part 1**, London, 2002.

61-J. H. Yang, H. Chen, C. M. Wayman, Metall. Trans. A, **23A,** 1431(1992).

62-J. H. Yang, H. Chen, C. M. Wayman, Metall. Trans. A, **23A,** 1439(1992).

63-J. H. Yang, C. M. Wayman, Metall. Trans. A, **23A,** 1445(1992).

64-S. Kajiwara, Mater. Sci. Eng, **A273-275**, 67(1999).

65-Bruce Chalmers, Progress in Metal Physics 3, Pergamon Press Ltd., London, 1952.

66-M. Sum, Variant Selection During the Austenite to Martensite Transformation, Master Theses, McGill University, Montreal, Canada, 1998.

67- D.Hull, Introduction to Dislocations, Pergamon Press, London, 1965.

68-C. M. Wayman, Introduction to The Crystallography of Martensitic Transformations, The Macmillan Company, New York, 1964.

69-A. G. Khachaturyan, Theory of Structural Transformations in Solids, John Wiley&Sons, New York, 1983.

70-C. M. Wayman, J. Less-Common Metals, **28**, 97(1972).

71-H. K. D. H. Bhadeshia, ISIJ International, **42**, 1059(2002).

72- M.S. Wechsler, D.S. Lieberman and T.A. Read, Trans. AIME, Journal of Metals, **197**, 1503(1953).

73- J.S. Bowles and J.K. Mackenzie, Acta Metallurgica, **2** , 129(1954).

74-J.K. Mackenzie and J.S. Bowles, Acta Metallurgica, **2** ,138(1954).

75-J.S. Bowles and J.K. Mackenzie, Acta Metallurgica, **2** , 224(1954).

76-J.K. Mackenzie and J.S. Bowles, Acta Metallurgica, **5**, 137(1957).

77- R.W.K. Honeycombe, The Plastic Deformation of Metals Second Edition, Edward Arnold Ltd., London, 1968.

78- M.P. Butron Guillen, C.S. da Costa Viana and J.J. Jonas ICOTOM11, **1**, 604(1996).

79- M.P. Butron Guillen, C.S. da Costa Viana and J.J. Jonas, **28A**, 1755(1997).

80- M.Sum, M.P. Butron Guillen, C.S. da Costa Viana and J.J. ITAP, Materials Science Forum, **157**, 273(1998).

81- M.P. Butron Guillen, C.S. da Costa Viana and J.J. Jonas, ITAP, Materials Science Forum,**151,** 273(1998).

82- Chen Zhu, Tempering of Engineering Steels, Oxford Materials, 2005.

83- N.D.H. Ross and A.G. Crocker, Acta Metallurgica, **18**, 405(1970).

84- A.F. Acton and M. Bevis, Material Science and Engineering, **5,** 19(1969-70).

85- D. P. Dunne and C. M. Wayman, Metal Transactions, **2**, 2327(1971).

86- L. May, An Introduction to Mössbauer Spectroscopy, Plenum Pross., New York, 1971.

87- G. K. Wertheim, Mössbauer Effect, Princeples and Applications, Academic Press, 1964.

88- B. Tanyel, Nükleer Fizik, Ege Üniversitesi Fen Fak. Ders Kitapları Serisi, No.139, 1997.

89- G. M. Bancrnoft, Mössbauer Spectroscopy, McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, Maidenhead-Berksthire England, 1973.

90- P. Gütlich, R. Link, A. Trautwein, Mössbauer Spectroscopy in Inorganic Chemistry Concepts, Vol.3, Springer, Berlin-Heidelberg-New York, 1978.

91- U. Gonser, Mössbauer Spectroscopy in Topics in Applied Physics, Vol.5, Berlin-Heidelberg-New York, 1975.

92- H. Semat, Atom ve Çekirdek Fiziğine Giriş, Ankara Üniversitesi Basımevi, Ankara, 1997.

93- A. Gedikoğlu, Atom ve Çekirdek Fiziğine Giriş, Ekonomist Yayınevi, Ankara, 1978.

94- N. Durlu, Mössbauer Study of Fe-%1V Alloys, Y.L.T., O.D.T.Ü. Fen Bil. Enst., Ankara, 1982.

95- O. C. Kistner and A. W. Sunyer, Phys. Rev. Letters, **4**, 412(1960).

96- G. Busch and H. Schade, Lectures on Solid State Physics, Pergaman Press, London, 1976.

97- R. Jenkins, X-ray Techniquies: Overview. In Encyclopedia of Analytical Chemistry. 13269-13288. Ed: by R.A. Meyers, John Wiley&Sons Ltd., Chichester, 2000.

98- Y. Motohashi, K. Ohsawa, T. Hoshiya, Y. Okamoto and M. Ohmori, J. Jpn. Inst. Met., **55**, 132(1991).

99- B. H. Jiang, L. Sun, R. Li, and T. Y. Hsu, Scripta Metall. Mater., **33**, 63(1995).

100- S. K.Gupta and V. Raghavan, Acta Metallurgica, **23,**1239(1975).

101- T. Shiming, L. Jinhai and Y. Shiwei, Scripta Metall. Mater., **25**, 2613(1991).

102- P. Visvesvaran, Metallurgical and Materials Transactions A, **27**,973-980(1996).

103- S.Morito, J. Nishikawa and T. Maki, ISIJ Int.,**43**, 1475(2003).

104- İ. Akgün, A. Gedikoğlu and T. N. Durlu, J. Mater. Sci., **17**, 3479(1982).

105- T. N. Durlu, J. Mater. Sci. Lett., **11**, 702(1992).

106- T. N. Durlu, J. Mater. Sci. Lett., **16**, 320(1997).

ÖZGEÇMİŞ

1980 yılında Çankırı' da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Çankırı'da, lise öğrenimini İzmir'de tamamladı. 1998 yılında girdiği Uludağ Üniversitesi, Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümünden 2002 yılında mezun oldu. Aynı yıl Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında Yüksek Lisans Programı'na başladı ve 2004 yılında mezun oldu. 2002 yılında Kırıkkale Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. 2004 yılında Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında Doktora Programı'na başladı. Halen Kırıkkale Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak çalışmalarını sürdürmektedir.