

154903

KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

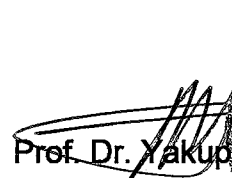
FİZİK ANABİLİM DALI
DOKTORA TEZİ


Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni ALAŞIMINDA
MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER ÜZERİNE
TERMAL VE ZOR ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

TALİP KIRINDI

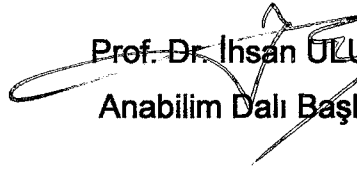
KASIM 2004

Fen Bilimleri Enstitü Müdürünün onayı.


Prof. Dr. Yakup ARICA
Müdür



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


Prof. Dr. İhsan ÖLÜER
Anabilim Dalı Başkanı

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

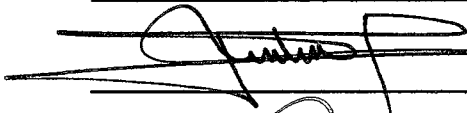

Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ
Danışman

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Tahsin Nuri DURLU



Prof. Dr. Mehmet GÜNDÜZ



Prof. Dr. Hüseyin AKTAŞ



Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ



Doç. Dr. Halit GÜNDOĞAN





Anneme ve Babama...

ÖZET

Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni ALAŞIMINDA
MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER ÜZERİNE
TERMAL VE ZOR ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

KIRINDI, Talip

Kırıkkale Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı, Doktora Tezi

Danışman : Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ

Kasım 2004, 115 sayfa

Bu çalışmada, şekil hatırlamalı Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında meydana gelen martensitik dönüşümlerin morfolojik, kristalografik, mekanik ve termodinamik özellikleri üzerine termal ve dış zorun etkileri incelendi. Ayrıca termal ve dış zorun etkileri ile austenite yapı içinde meydana gelen dislokasyonların ve yığılma kusurlarının martensite yapı ile etkileşimleri ele alındı. Austenite yapı içinde termal etki ile yalnızca ϵ (h.c.p.) martensite'nin meydana geldiği, dış zorun etkisi ile ise hem ϵ martensite hem de α' (b.c.c.) martensite yapıların meydana geldiği yüzey ve mikro yapı incelemelerinde ortaya çıktı. Austenite kristal içinde oluşan ϵ martensite'nin alışım (habit) düzleminin $\{111\}_\gamma$ düzlemine paralel olduğu ve ϵ martensite faz

ile austenite faz arasında Shoji–Nishiyama türü kristalografik dönme bağıntısının bulunduğu sonucuna varıldı. Dış zorun etkisi ile ϵ martensite plakalarının kesişme bölgelerinde oluşan α' martensite yapının kristalografik incelemelerinde austenite ve martensite fazların düzlem ve doğrultuları arasında $\{111\}_\gamma // \{0001\}_\epsilon // \{\bar{1}01\}_{\alpha'}$, $\langle 01\bar{1} \rangle_\gamma // \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle_\epsilon // \langle 111 \rangle_{\alpha'}$ şeklinde bir ilişki olduğu bulundu ve bunun Kurdjumov–Sachs türü dönme bağıntısına uyduğu görüldü.

Bu alaşımda ısı işlem süresinin artması ile tane (grain) boyutunun büyüdüğü ve martensite miktarının arttığı gözlemlendi. Yüzey incelemelerinde plastik deformasyon etkisi ile ϵ martensite plakalarının şekillerinin ve yönelimlerinin değiştiği görüldü. Mikro yapı gözlemlerinde plastik deformasyon sonucu yığılma kusurlarının arttığı, martensite plakalarının kalınlaştığı ve bu plakaların kesişme bölgelerinde α' martensite'nin oluştuğu görüldü.

Fe–%12,5Mn–%5,5Si–%9Cr–%3,5Ni alaşımında austenite fazda bulunan kristal taneciklerinin büyüklüğünün ve oluşan martensite fazın miktarının alaşımın mekanik özelliklerini nasıl değiştirdiği zor–zorlanma deneyleri ile araştırıldı. Homojenleştirme süresinin ve plastik zorlanmanın artması ile austenite–martensite dönüşüm sıcaklığının arttığı görüldü.

Anahtar Kelimeler: Austenite, ϵ Martensite, α' Martensite, Martensitik Faz Dönüşümü, Plastik Deformasyon, Zor–Zorlanma Eğrisi, Austenite–Martensite Dönüşüm Sıcaklığı, Dislokasyon, Yığılma Kusurları, Tane Sınırı.

ABSTRACT

INVESTIGATION OF THE STRESS AND THERMAL EFFECTS
ON THE MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN THE
Fe-12,5Mn-5,5Si-9Cr-3,5Ni ALLOY

KIRINDI, Talip

Kırıkkale University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics, Ph. D. Thesis

Supervisor : Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ

November 2004, 115 pages

In this study, thermal and external stress effects on the martensitic transformations which occurred in Fe-12,5Mn-5,5Si-9Cr-3,5Ni shape memory alloy were investigated from morphologic, crystallographic, mechanic and thermodynamic view points. We also studied the interactions of dislocations and stacking faults, which form in the austenite matrix through thermal and external stress, with martensite matrix. We observed that in the austenite structure ϵ (h.c.p.) martensite occurred only with thermal effects and under external stress both ϵ and α' (b.c.c.) martensite structures formed with surface and microstructure analysis. The habit plane of ϵ martensite was found to be parallel to $\{111\}_\gamma$ planes of austenite crystal and its

crystallographic determinations revealed the existence of Shoji–Nishiyama type orientation relationship between the austenite and ϵ martensite phases. The electron diffraction analysis indicated that the orientation relationship of the α' martensite, which formed due to external stress at the intersection of the ϵ martensite plate's, as $\{111\}_\gamma // \{0001\}_\epsilon // \{\bar{1}01\}_{\alpha'}, <01\bar{1}\rangle_\gamma // <\bar{1}2\bar{1}0\rangle_\epsilon // <111\rangle_{\alpha'}$, and it was observed that this was in accord to the Kurdjumov–Sachs type orientation relationship.

It is observed that by increasing homogenization time, the austenite grain size and the amount of martensite were increased at this alloy. Changes of shape and orientation of ϵ martensite plates with the effect of plastic deformation were revealed with surface analysis. Also as a result of the compression test, increasing of stacking faults density, thickening of martensite plates and α' martensites which form at the intersections of this plates were observed with microstructure analysis.

It is investigated that how the size of grains and amount of martensite phase change the mechanical properties of the Fe–%12,5Mn–%5,5Si–%9Cr–%3,5Ni alloy in the austenite phase by stress–strain tests. By the increase of homogenization time and plastic deformation, it was observed that the austenite–martensite phase transformation temperature also increased.

Key Words: Austenite, ϵ Martensite, α' Martensite, Martensitic Phase Transformations, Plastic Deformation, Stress–Strain Curve, Austenite–Martensite Transformation Temperature, Dislocation, Stacking Faults, Grain Boundary.

TEŞEKKÜR

Doktora öğrenimim süresince değerli bilgi, öneri ve eleştirileri ile çalışmalarına yön veren ve yardımlarının esirgemeyen Değerli Hocam Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ' ye sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Üniversitemize Elektron Mikroskop Laboratuvarını kuran ve birçok genç bilim adamının deneysel yöntemle tanışmasını sağlayan Sayın Prof. Dr. Tahsin Nuri DURLU' ya teşekkürü bir borç bilirim.

Doktora çalışmam süresince yardımlarını esirgemeyen Sayın Prof. Dr. Hüseyin AKTAŞ, Prof. Dr. İlhan AKSOY, Yrd. Doç. Dr. Selçuk AKTÜRK ve Yrd. Doç. Dr. Hüsnü DİRİKOĞLU'na teşekkür ederim. Değerli Arkadaşım Arş. Gör. Uğur SARI'ya tez çalışmam süresince yaptığı yardımlardan dolayı sonsuz teşekkür ederim. Yardımlarını gördüğüm Arş. Gör. Emre GÜLER, Arş. Gör. Erdem YAŞAR, Arş. Gör. Hakan GÜNGÜNEŞ ve Fizik bölümündeki diğer Hocalarıma ve Araştırma Görevlisi arkadaşlarıma teşekkür ederim. Ayrıca çalışmalarım süresince yardımlarını esirgemeyen Eğitim Fakültesinin Öğretim Üyelerine, Öğretim görevlilerine ve Araştırma Görevlilerine teşekkür ederim.

Destekleri ile her zaman yanımda olan aileme sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	i
ABSTRACT	iii
TEŞEKKÜR	v
İÇİNDEKİLER	vi
ÇİZELGELER DİZİNİ	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	x
SİMGELER DİZİNİ	xiv
GİRİŞ.....	1
1.1. Literatür Özeti.....	3
1.1.1.Çalışmanın Amacı.....	4
2. MATERYAL VE YÖNTEM.....	6
2.1. Austenite–Martensite Faz Dönüşümleri	6
2.1.1. Martensitik Dönüşümlerin Karakteristik Özellikleri	8
2.1.1.1. Austenite Fazın Stabilizasyonu	8
2.1.1.2. Austenite–Martensite Faz Dönüşümlerinin Kinetik Özellikleri....	9
2.1.1.3. Martensitik Dönüşümlerin Tersinir Olma Özelliği	17
2.1.1.4. Martensite Fazın Şekli, Kompozisyonu ve Atomik Hacmi	21
2.1.2. Martensitik Dönüşüme Dış Zorun Etkisi	21
2.1.3. Martensitik Dönüşümlerin Yapısal ve Kristalografik Özellikleri	25
2.1.4. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri	34
2.2. Yapı Kusurlarının Martensitik Dönüşümlere Etkisi.....	40
2.2.1. Martensite Çekirdeklenmesinde Dislokasyonun Rolü	41

2.2.2. Yığılma Kusurları	44
2.2.2.1. F.c.c. Yapıda Meydana Gelen Yığılma Kusurları	46
2.2.2.2. H.c.p. Yapıda Meydana Gelen Yığılma Kusurları	50
2.3. F.c.c. Kristal Yapıdan H.c.p. Yapının Oluşumu	51
2.4. Deneysel Materyal ve Yöntem	55
2.4.1. Numunelerin Hazırlanması	55
2.4.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri	
İçin Numunelerin Hazırlanması	56
2.4.3. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İncelemeleri	
İçin Numunelerin Hazırlanması	57
2.4.4. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri	
İçin Numunelerin Hazırlanması	58
3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA	59
3.1. Termal Etkili Martensitik Dönüşümler	59
3.1.1. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün Taramalı	
Elektron Mikroskobu (SEM) İle İncelenmesi	59
3.1.2. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün Geçirmeli	
Elektron Mikroskobu (TEM) İle İncelenmesi	64
3.1.3. ϵ Martensite Alışım Düzlemi ve Austenite- ϵ Martensite	
Dönme Bağıntısının Bulunması	74
3.2. Martensitik Dönüşümler Üzerine Zorun Etkisi	78
3.2.1. Martensitik Dönüşümün Mekanik Özelliklerinin	
Zor-Zorlanma Deneyleri İle İncelenmesi	78
3.2.2. Zor Etkili Martensitik Dönüşümün Taramalı Elektron Mikroskobu	
(SEM) İle İncelenmesi	82

3.2.3. Plastik Zorlanmanın Austenite ve Martensite Faza Etkisinin	
Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İle İncelenmesi	89
3.3. Plastik Deformasyonun Dönüşüm Sıcaklıkları Üzerine Etkisi	98
4. SONUÇ	101
KAYNAKLAR	111



ÇİZELGELER DİZİNİ

ÇİZELGE

2.1. F.c.c. ve h.c.p. kristal yapıların tam ve Shockley kısmi dislokasyonları.....	44
2.2. Numuneye uygulanan ısı işlemler.....	56



ŞEKİLLER DİZİNİ

ŞEKİL

- 2.1. Austenite (γ) ve martensite (α) fazların serbest enerjilerinin sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi.....11
- 2.2. a) Fe-%30 Ni alaşımında elektriksel direncin sıcaklığa göre değişimi,
b) Cu-Zn alaşımları için, martensitik dönüşümlerde elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi.....14
- 2.3. Fe bazlı alaşımlarda izotermal martensitik dönüşümler için C eğrisi.....15
- 2.4. Şekil hatırlamalı alaşımlarda üç tip deformasyon biçiminin şematik olarak gösterimi, a) Martensite plakasının 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.....19
- 2.5. F.c.c.→h.c.p. dönüşümünde birbirini takip eden ince martensite tabakalarının oluşumu.....20
- 2.6. Martensite plakasının numune yüzeyindeki görünüşü.....21
- 2.7. a) f.c.c. kristal yapı, b) b.c.c. kristal yapı.....27
- 2.8. $(111)_\gamma$ düzlemindeki kesme doğrultuları a) N ilişkisi, b) K-S ilişkisi.....28
- 2.9. Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama'nın ileri sürdükleri $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümlerinde kesme mekanizmaları arasındaki ilişki.....29
- 2.10. Burgers tarafından önerilmiş olan b.c.c.→h.c.p. dönüşümünde kesme mekanizması.....30
- 2.11. a) f.c.c. yapının $\langle 111 \rangle_{f.c.c.}$ doğrultusunun, b) h.c.p. yapının $\langle 0001 \rangle_{h.c.p.}$ doğrultusuna paralel olacak şekilde gösterimi.....31
- 2.12. H.c.p. kristal yapının kürelerle şematik gösterimi.....32

2.13. Sıkı paketlenmiş f.c.c. kristal yapının kürelerle şematik gösterimi.....	32
2.14. a-b) f.c.c.→h.c.p. dönüşüm mekanizması, c) f.c.c.→h.c.p. dönüşümünde üç çeşit kesme doğrultusu.....	33
2.15. Bain Dönüşümü.....	35
2.16. $a_1/6[1\bar{2}1]_\gamma$ kısmi dislokasyonunun kayma doğrultusundaki oluşumu ...	42
2.17. F.c.c. yapıda yığılma kusurları. Normal yığılma (111) düzleminde ABCABC... şeklinde gösterilir. Normal yönelimli düzlemler Δ ile ve yönelimi hatalı olan düzlemler ise ∇ ile birbirinden ayrılmıştır a) İçsel (intrinsic) yığılma kusurları, b) Dışsal (extrinsic) yığılma kusurları.....	46
2.18. a) f.c.c. yapının tam ve Shockley kısmi dislokasyonları, b) h.c.p. yapının tam ve Shockley kısmi dislokasyonları.....	47
2.19. a) f.c.c. yapının sıkı paketlenme düzleminin şematik gösterimi, b) f.c.c. yapının ikinci B düzleminde geçen Shockley kısmi dislokasyonunun oluşturduğu içsel yığılma kusuru, c) f.c.c. yapının ikinci B ve C düzlemlerinden Shockley kısmi dislokasyonunun geçişi ile oluşan dışsal yığılma kusuru, d) f.c.c. yapının ikinci B düzlemi ve bu düzlem üzerindeki tüm düzlemlerden Shockley kısmi dislokasyonunun geçişi ile oluşan ikizlenme kusuru.....	49
2.20. a) h.c.p. yapının sıkı paketlenme düzlemlerinin şematik gösterimi, b) h.c.p. yapının ikincil C düzleminde geçen Shockley kısmi dislokasyonunun geçişi ile oluşan içsel yığılma kusuru, c) h.c.p. yapının ikinci A-C düzlemleri arasında B düzleminin girmesi ile oluşan dışsal yığılma kusuru.....	51
3.1. 1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat homojenleştirilen ve yavaş soğutulan numuneye ait tane yapısı.....	60
3.2. 1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat homojenleştirilen ve suda soğutulan numunenin yüzey görünümü	61
3.3. Farklı sürelerde homojenleştirilen numunelerde meydana gelen martensite plakalarının yüzey morfolojileri, a) 4 saat, b) 8 saat	62

3.4. 4 saat ısıtılma tabii tutulan numunede aynı tane içinde meydana gelen farklı yönelimlere sahip martensite plakaları	63
3.5. Yavaş soğutmaya tabii tutulan numunede a) Dislokasyon ağları, b) Yığılma kusurları ve dislokasyon ağları.....	65
3.6. Yavaş soğutulan numunede tane sınırlarında oluşan ϵ martensite plakalarının TEM görünümü	66
3.7. Yavaş soğutma ile oluşan ϵ martensite plakalarına ait a) Aydınlik alan görüntüsü, b) Kırınım deseni ve indis diyagramı, c) Karanlık alan görüntüsü	68
3.8. a) Hızlı soğutma ile elde edilen ϵ martensite plakaları, b) Plaka üzerinden alınan elektron kırınımı deseni ve indis diyagramı.....	69
3.9. 1050 °C sıcaklıkta 8 saat ısıtılma tabii tutulan numunede oluşan yığılma kusurları.....	70
3.10. a) ϵ martensite plakaları, b) Plaka üzerinden alınan elektron kırınımı deseni ve indis diyagramı.....	71
3.11. a) 8 saat ısıtılma uygulanan numunede oluşan ϵ martensite plakasının karanlık alan görüntüsü ve bu plakanın içinde yer alan kusurlar, b) Bu plakaya ait kırınım deseni ve indis diyagramı	73
3.12. ϵ martensite kristallerin austenite faza ait küresel izdüşüm üzerindeki yönelimleri	75
3.13. ϵ martensite kristalinin alışım düzleminin birim üçgende gösterimi	76
3.14. (011) _{f.c.c.} ve (100) _{h.c.p.} düzlemlerinin küresel izdüşümleri	77
3.15. a) Austenite yapının zor-zorlanma grafiği, b) Martensite + austenite yapının zor-zorlanma grafiği	79
3.16. Homojenleştirme süresine göre alaşımların sergilediği zor-zorlanma davranışları a) 4 saat, b) 8 Saat homojenleştirilen numunelerin zor-zorlanma grafikleri	81
3.17. Fırında soğutmaya tabii tutulan numunelerin a) %4, b) %25 plastik deformasyon sonucu oluşan yüzey morfolojileri	83

3.18. Hızlı soğutmaya tabi tutulan a) %4, b) %25 plastik deformasyona uğratılan numunelerin yüzey fotoğrafları	84
3.19. 1050 °C'de tavlanan ve hızlı soğutulan numunelerin a) 4 saat %4 plastik deformasyon, b) 4 saat %25 plastik deformasyon, c) 8 saat %4 plastik deformasyon, d) 8 saat %25 plastik deformasyon sonrası yüzey morfolojileri	87
3.20. 8 saat homojenleştirilen numunede %25 plastik deformasyon sonucu meydana gelen yüzey morfolojisi	88
3.21. 1050 °C'de 1,5 saat homojenleştirilen ve hızlı soğutulan numunede %25 plastik deformasyon sonucu meydana gelen α' türü martensite morfolojisi	89
3.22. Fırında soğutmaya tabi tutulan ve %25 plastik deformasyona uğratılan numunenin TEM resmi	91
3.23. a) Zor etkisi ile oluşan martensite yapı ve yığılma kusurları, b) ϵ martensite plakasından alınan kırınım deseni ve indis diyagramı	92
3.24. Plastik deformasyonun etkisi ile kırılan ϵ martensite plakaları	93
3.25. Zor etkisi ile oluşan ϵ martensite plakalarına ait a) Aydınlık alan görüntüsü, b) Karanlık alan görüntüsü, c) Kırınım deseni ve indis diyagramı	94
3.26. Zor etkisi ile oluşan α' (b.c.c) martensite'nin a) Aydınlık alan görüntüsü, b) Karanlık alan görüntüsü, c) Kırınım deseni, d)İndis diyagramı	97
3.27.1050 °C'de 1,5 saat tavlanan numuneler çeşitli oranlarda plastik zorlanmaya tabi tutulduktan sonra A_s sıcaklıklarının değişmesi.....	99
3.28.1050 °C'de 1,5 ve 8 saat ısıtılma tabi tutulan numunelerin %4 plastik deformasyona uğratılması ile elde edilen A_s geri dönüşüm sıcaklıklarının değişimi.....	100

SİMGELER DİZİNİ

SİMGE

γ	Yüz merkezli kübik yapı
α	Hacim merkezli tetragonal yapı
α'	Hacim merkezli kübik yapı
ϵ	Sıkı paketlenmiş hekzagonal yapı
T_0	Austenite ve martensite fazların dengede bulunduğu sıcaklık
M_s	Austenite–martensite faz dönüşümünün başlama sıcaklığı
M_f	Austenite–martensite faz dönüşümünün bitiş sıcaklığı
A_s	Martensite–austenite dönüşümünün başlama sıcaklığı
$\Delta F^{\alpha-\gamma}$	Kimyasal serbest enerji değişimi
F^γ	Ana fazın kimyasal serbest enerjisi
F^α	Ürün fazın kimyasal serbest enerjisi
E	Sistemin potansiyel ve kinetik enerjileri toplamı
T	Mutlak sıcaklık
S	Entropi
dQ	Sistem tarafından yutulan ısı miktarı
C_p	Sabit basınç altındaki öz-ısı
E_T	Austenite–martensite dönüşümünde sistemdeki toplam enerji
E_A	İki faz arasındaki ara yüze ait yüzey enerjisi
E_Z	İki faz arasındaki uyumsuzluktan doğan zorlanma enerjisi
E_K	M_s sıcaklığında iki faz arasındaki kimyasal serbest enerji
a_γ	Austenite fazın örgü parametresi

a_e	Martensite fazın örgü parametresi
\bar{b}	Burgers vektörü

KISALTMALAR

f.c.c.	Yüz merkezli kübik yapı
b.c.t.	Hacim merkezli tetragonal yapı
b.c.c.	Hacim merkezli kübik yapı
h.c.p.	Sıkı paketlenmiş hekzagonal yapı
DSC	Diferansiyel Tarama Kalorimetresi
TEM	Geçirmeli Elektron Mikroskobu
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
MPa	Mega Paskal
HREM	Yüksek Çözünürlüklü Elektron Mikroskobu

1. GİRİŞ

Teknolojik gelişmelerin getirdiği gereksinimlerden dolayı; metal ve metal alaşımlarının mekanik ve fiziksel özelliklerinin anlaşılması pek çok bilimsel çalışmaya konu olmuştur. Özellikle sıcaklık, zor ve zorlanma ve bunların farklı birleşimleri gibi etkilere maruz kalan bazı metal ve metal alaşımlarında görülen olağanüstü mikro yapısal değişiklikler ve bunun sonucunda oluşan makroskobik şekil değişimlerinin atomik boyuttaki nedenleri açıklanmaya çalışılmıştır^(1,2).

Martensitik dönüşümler üzerinde ilk çalışmalar teknolojinin gelişmesine bağlı olarak 19. yüzyılın sonlarından itibaren başlamıştır. Bu olay ilk olarak Alman bilim adamı *A. Martens* tarafından bulunduğu için bu bilim adamının adı ile anılır. 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^(2,3).

Martensite faz dönüşümü çelikte ortaya çıkmakla beraber daha sonraları yapılan araştırmalarla bazı saf metallerde ve diğer metal alaşımlarının bir kısmında görülmüştür⁽²⁾. Bu dönüşüm çelik alaşımlarına üstün malzeme olma özelliği kazandırdığı gibi diğer metal ve metal

alaşımlarına da termoelastiklik, süperelastiklik ve şekil hatırlama gibi fiziksel ve teknolojik özellikler kazandırır⁽³⁾.

Austenite–martensite faz dönüşümleri alaşımın sıcaklığının ani düşürülmesi veya dış zor uygulanarak meydana getirilebileceği gibi bu her iki etkinin birlikte uygulanması ile de gerçekleşebilir. Termal etki ile oluşan martensite faz dönüşümleri alaşımın kompozisyonuna göre atermal veya izotermal olarak gerçekleşir. Atermal özellik gösteren martensitik dönüşümler zamandan bağımsız olarak oluşurken izotermal özellik gösteren dönüşümler zamana bağlı olarak oluşur. Plastik deformasyonun etkisi ile meydana gelen dönüşümler ise zor veya zorlanma etkili martensite faz dönüşümleridir^(2,4).

Martensite faz dönüşümleri üzerine yapılan araştırmalar içinde en büyük ilgiyi, teknolojik uygulamalarındaki öneminden dolayı şekil hatırlama özelliği çekmiştir. Bu özellik daha çok Ni–Ti ve Cu bazlı alaşımlarda gözlenmesine karşın Fe bazlı alaşımlarda da gözlenmiştir. Özellikle Fe–Mn–Si–Cr–Ni şekil hatırlamalı alaşımının teknolojideki kullanım alanlarının çok olması sebebiyle son yıllarda bu alaşımlarda görülen martensitik dönüşümler üzerinde yoğun çalışmalar yapılmıştır⁽⁵⁻⁹⁾.

Bu güne kadar martensite faz dönüşümü olayını açıklayabilecek bir çok teorik model ortaya konmuştur. Martensitik dönüşümler, çok sayıda materyalde, çok değişik özellikler ortaya koyacak şekilde oluştukları için, bunların oluşumlarını açıklayabilecek teorik modellerin ortaya konulmaları ve geliştirilmeleri zor olur. Elektron kırınım teknikleri başta olmak üzere pek

çok deneysel yöntem konuyu anlamamıza yardımcı olmuş fakat bununla birlikte çok başarılı genel modeller ortaya konulamamıştır⁽²⁻⁴⁾.

1.1. Literatür Özeti

İlk olarak demir ve demir bazlı alaşımlarda gözlenen martensite faz dönüşümleri yapılan çalışmalar sonucunda bir çok metal ve metal alaşımında da gözlenmiştir. Fe bazlı alaşımlarda gözlenen martensitik dönüşümler genelde yüz merkezli kübik (f.c.c.) yapıdaki ana fazın, hacim merkezli kübik (b.c.c.), hacim merkezli tetragonal (b.c.t.) veya sıkı paketlenmiş hekzagonal (h.c.p.) yapılarıdaki martensite faza dönüşümü şeklinde ortaya çıkar⁽¹⁰⁻¹²⁾.

Fe-Mn, Fe-Mn-Si, Fe-Mn-Si-Cr, ... gibi alaşımlarında gözlenen γ (f.c.c.) $\rightarrow\epsilon$ (h.c.p.) türü martensite faz dönüşümleri üzerine yapılan çalışmalar özellikle bu alaşımların şekil hatırlama özelliğinin (Shape Memory Effect) gözlenmesi ile artmıştır. Bu alaşımların tipik özelliği alaşımda yer alan elementlerin yüzdesine ve dış etkilere bağlı olarak h.c.p. yapıdaki ϵ martensite yanında b.c.c. yapıda α' martensite'lerin de oluşabilmesidir⁽¹³⁻¹⁶⁾. Özellikle Fe-Mn-Si-Cr-Ni alaşımlarında meydana gelen f.c.c. \rightarrow h.c.p. faz dönüşümlerinde alaşımda yer alan elementlerin oranının dönüşümü nasıl değiştirdiği ve alaşım içinde oluşan kusurların (yığılma kusurları) h.c.p. fazın oluşumundaki etkisi incelenmiştir^(6,17-19). Yang ve Wayman⁽²⁰⁾ Fe-Mn-Si-Cr-Ni alaşımlarında oluşan ϵ martensite yönelimlerini ve deneysel ve teorik bulguları birlikte değerlendirerek ortaya koymuşlar ve bu dönüşümün kristalografisini açıklamışlardır. Termal etki ile meydana gelen

(self-accommodation) ε martensite'nin mikro yapıları ve şekil hatırlama özelliğinin mekanizması dislokasyon hareketlerine bağlı olarak ortaya konulmuştur^(5,21,22). Fe–Mn–Si–Cr–Ni alaşımında zor etkili (stress-induced) martensite faz dönüşümünün mikro yapısı ve zorun şekil hatırlama özelliği üzerine etkisi yüzey mikroskopları ve yüksek çözünürlüğe sahip Geçirmeli Elektron Mikroskopları ile incelenmiştir^(23,24).

Martensite ve austenite yapı içeren Fe–Mn bazlı alaşımlarda zor-zorlanma deneyleri yapılmış ve ısıtılma süresine ve sıcaklığına bağlı olarak alaşımın mekanik özelliklerindeki değişme incelenmiştir. Plastik zorlanmanın etkisi ile martensite fazın yapısında meydana gelen değişiklikler ortaya konulmuştur^(15,25,26).

1.1.1.Çalışmanın Amacı

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

Bu doktora çalışmasında teknolojik alanda çok geniş bir kullanma alanına sahip olan Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni şekil hatırlamalı alaşımında meydana gelen martensitik dönüşümün kristalografik, morfolojik, mekanik ve termodinamik özellikleri araştırılacaktır. Termal ve plastik zorlanmanın martensitik dönüşümler üzerine etkisi incelenecektir.

Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında termal ve zor etkisi ile oluşturulan martensite fazların kristalografik özellikleri elektron kırınımı yöntemi kullanılarak ortaya çıkarılacaktır. Termal ve zor etkisi ile austenite ve martensite fazların yüzey morfolojilerinde ve bunların mikro yapılarında meydana gelen değişiklikler incelenecektir. Zor etkisi ile oluşmuş ϵ ve α' martensite yapıları arasındaki etkileşme ele alınacaktır. Homojenleştirme süresinin ve plastik zorlanma oranının artması ile alaşımda oluşan martensite fazın miktarının değişimi yüzey morfolojisinden ve mikro yapı incelemelerinden yararlanılarak ortaya konulacaktır. Elde edilen austenite ve martensite fazların mekanik özellikleri zor-zorlama deneyleri yapılarak incelenecek ve ısı işlem süresinin mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılacaktır. Termal ve zor etkisinin austenite-martensite ve martensite-austenite dönüşümlerinin başlama sıcaklıkları üzerine etkisi incelenecektir.

2. MATERYAL VE YÖNTEM

2.1. Austenite–Martensite Faz Dönüşümleri

Sürekli bir maddede; 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. 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^(3,27). Faz dönüşümü, olay sırasında atomların komşuluklarının değişip değişmemesine göre iki ana gruba ayrılır. Atomların komşuluklarını değiştirecek şekilde meydana gelen faz dönüşümlerine *yayılmalı (difüzyonlu) faz dönüşümleri*, atomların komşuluklarını değiştirmeden meydana gelen faz dönüşümlerine de *yayılmaz (difüzyonsuz) faz dönüşümleri* denir. Metalik sistemlerdeki faz dönüşümleri *çekirdeklenme ve büyüme dönüşümleri* ve *martensitik dönüşümler* olmak üzere iki ana sınıfa ayrılır⁽⁴⁾. Çekirdeklenme ve büyüme dönüşümlerinde termal uyarma ve yayılma çok önemlidir ve bunlar sabit bir sıcaklıkta meydana geldikleri için izotermal özellik gösterirler⁽⁴⁾.

Metal ve metal alaşımları, atomların yayılmalı bir oluşumla yer değiştiremeyecekleri kadar hızlı soğutulduklarında (veya ısıtıldıklarında) yayılmasız faz dönüşümü gösterir ve bu tür bir dönüşüm de *martensitik dönüşüm* olarak adlandırılır. Büyüklüğü materyalin kristalografik özelliklerine göre değişen belirli fiziksel etkiler, materyale uygulanırsa faz dönüşümü meydana gelir. Dışarıdan uygulanan fiziksel etkiler austenite (*anafaz*) ve martensite (*ürünfaz*) fazlar arasındaki serbest enerji farkını ortaya çıkarır. Ana faz ve ürün faz arasındaki bu enerji farkı ise martensitik dönüşümün meydana gelmesine sebep olur^(4,28). Martensitik dönüşümler yayılmasız dönüşümlerdir ve yalnız katı fazdaki maddelerde gözlenir. Martensite faz dönüşümlerinde aktivasyon enerjisi uygulanabilir değildir. Çünkü aktivasyon enerjisi yalnız yayılmalı faz dönüşümü olan çekirdeklenme ve büyüme için gerekli olan enerjidir⁽⁴⁾.

Bu güne kadar martensite faz dönüşümleri hakkında pek çok tanım yapılmıştır. Bu tanımlardan bir kaçısı şu şekilde verilir. Kaufman ve Cohen⁽¹⁾ termodinamiğe dayalı faz dönüşümünü; “faz değişimi veya dönüşüm zorlanmasına maruz kalmış bir bölgeden atomların topluca hareket ettikleri, yer değiştirme içeren bir reaksiyondur” diye tanımlar. Christian⁽⁴⁾ ise; “basit oluşum mekanizması nedeni ile atomik difüzyonun gerekmediği, serbest enerjinin net bir azalımı ile hızlı bir yeni oluşum” olarak tanımlar. Clapp'ın⁽²⁹⁾ verdiği tanımlar ise; “bu tür faz dönüşümü, ana ve ürün fazlar arasında belirli bir kristalografik dönme olan, yeni kristal yapının ana yapının belirli düzlemlerde yerleşik olduğu, heterojen özellikli, belirli bir şekil değişimi ile ortaya çıkan bir oluşumdur”, “dönüşümü, uzun–düzende atomik yer değişmelerin olmadığı, belirli kristalografik sistemlerden oluşan ve ikizlenme

gibi iç uyum bozukluklarına yol açan bir yapılanmadır” şeklindedir. Durlu⁽³⁾; “martensitik dönüşüm, bir atom takımının şekil değişimi ortaya çıkaracak şekilde, bir ara yüz boyunca topluca hareketi ile oluşan bir faz geçişidir” demektedir.

2.1.1. Martensitik Dönüşümlerin Karakteristik Özellikleri

2.1.1.1. Austenite Fazın Stabilizasyonu

Genel olarak martensitik dönüşümün başlaması, gelişimi ve diğer özellikleri kimyasal ve kimyasal olmayan serbest enerji ile kontrol edilir. Kimyasal serbest enerji, alaşımın kompozisyonuna, kristal yapı aynı kalmak şartıyla ara yer atomlarının tekrar düzenlenmesine bağlıdır. Bu etkiler sistemin entalpi ve entropisini etkiler. Kimyasal serbest enerjiyi etkileyen bir diğer faktör de daha çok entalpiyi etkileyen sıkışma ve germe şeklindeki iç zordur. Austenite ve martensite fazlar arasındaki kimyasal serbest enerji farkı sürücü kuvveti oluşturur ve kimyasal olmayan serbest enerjiye dönüşür. Bu enerji dönüşüm meydana gelirken, örgü kusurları enerjisi, austenite ve martensite fazlar arasındaki ara yüz enerjisi ve kısmen ısı değişiminden sonra iş yapmakta kullanılan enerji olarak paylaşılır⁽²⁾.

Ana faz içinde boşlukların artması, uygun çekirdeklenme yerlerini artırarak fazın daha az kararlı olmasını sağlar. Aynı zamanda tane sınırları ve diğer örgü kusurları da çekirdeklenme noktaları olarak davranırlar ve ana fazın kararsız yapıda olmasını sağlarlar. Bu kusurlar tane sınırları içinde dönüşümü engelleyerek alaşımın austenite fazda kalmasını sağlarlar⁽³⁰⁾.

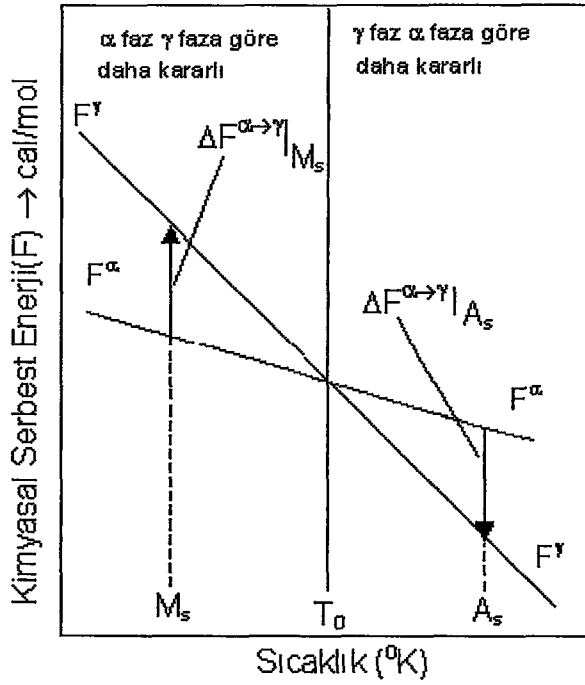
Genel olarak austenite fazdan martensite faza dönüşümü engelleme işlemine austenite fazın stabilizasyonu denir. Austenite yapının soğutma işlemine tabi tutulmasıyla, ürün fazda meydana gelen etkiyi daha önce vermiştik. Numune belirli bir zaman aralığında, bir sıcaklıkta belli oranda soğutulursa ve daha sonra tekrar soğutma işlemi uygulanırsa, dönüşüm aniden başlamaz. Sonradan uygulanan bütün sıcaklıklardaki dönüşüm oranı, direk soğutma ile oluşan dönüşüm oranından daha azdır. Yani belirli sıcaklık değerlerinde madde kararlı durumdadır. Stabilizasyonun değeri, numunenin o sıcaklıkta ne kadar süre ile bekletildiğine bağlı olarak değişir. Soğutma hızı ve dönüşüm miktarı değişkenleri de stabilizasyona katılır. Bu durum genel olmamakla birlikte martensite dönüşüm sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda stabilizasyondan söz edilmez^(2,4).

2.1.1.2. Austenite–Martensite Faz Dönüşümlerinin Kinetik Özellikleri

Faz, bir termodinamik denge hali olup, bir bütün içerisinde herhangi bir maddenin makroskopik anlamda homojen olarak bulunduğu termodinamiğin denge halidir. Metal ve metal alaşımlarının iç yapıları termodinamik kanunlarına göre dengede olup, yapıyı oluşturan atom ve moleküller gibi küçük elemanlarının 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 bunlar yeni bir yapıya dönüşür. Termal etki

sonucunda austenite ve martensite fazların termodinamik olarak dengede bulunduğu sıcaklık denge sıcaklığı (T_0) olarak tanımlanır. Austenite fazdan martensite faza dönüşümün başladığı sıcaklık, martensite başlama sıcaklığı (M_s) ve martensite faz dönüşümünün tamamlandığı sıcaklık ise martensite bitiş sıcaklığı (M_f) olarak tanımlanır. Martensite fazın austenite faza tekrar dönüştüğü sıcaklık, austenite başlama sıcaklığıdır (A_s). Austenite fazdan martensite faza dönüşüm sıcaklığı; alaşımın kompozisyonuna ve daha önce uygulanan fiziksel etkilere bağlı olarak değişir. M_s sıcaklığında kendiliğinden soğumaya bırakılmış dönüşüm miktarından, sıcaklık değiştirilmesi ile oluşan dönüşüm miktarı daha fazladır. Bazı alaşımlarda, alaşımı oluşturan elementlerin alaşımdaki miktarları değiştikçe M_s ve M_f sıcaklık değerlerinin değiştiği deneysel olarak gözlenmiştir^(4,31).

M_s ve M_f sıcaklıkları DSC (Differential Scanning Calorimetry) ile tespit edilmektedir. Şekil 2.1'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^(1,4).



Şekil 2.1. Austenite (γ) ve martensite (α) fazların serbest enerjilerinin sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi⁽¹⁾

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 grafiği Şekil 2.1'de verilmiştir. Kimyasal serbest enerji değişimi

$$\Delta F^{\alpha-\gamma} = F^{\gamma} - F^{\alpha} \quad (2.1)$$

olarak verilir. (2.1) 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 buldukları 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^(1,32).

Dönüşüm sıcaklığındaki $\Delta F^{\alpha-\gamma}$ serbest enerji farkı sürücü kuvvet olarak isimlendirilir ve termodinamikte serbest enerjisi;

$$F = E - T.S \quad (2.2)$$

ile verilir. Denklem (2.2)'de verilen serbest enerji büyüklüğü Helmholtz Serbest Enerji'si olarak tanımlanır ve sabit hacim ve sıcaklık altındaki denge durumunda minimum değere sahiptir. Burada E sistemin potansiyel ve kinetik enerjileri toplamı, T mutlak sıcaklık ve S entropidir. Değişiklikler, sabit basınç ve sıcaklık altında oluyorsa, denge durumu için gerekli şart;

$$dE + PdV - TdS = 0$$

şeklinde verilir ve Gibbs Serbest Enerji'si

$$G = E + PV - TS$$

olarak yazılır. Yine termodinamikte entropi;

$$dS = dQ / T = C_p \cdot dT/T \quad (2.3)$$

tanımı ile verilir. (2.3) denkleminde dQ tersine çevrilebilir bir olayda sistem tarafından yutulan ısı miktarı ve C_p , sabit basınç altındaki öz-ısıdır.

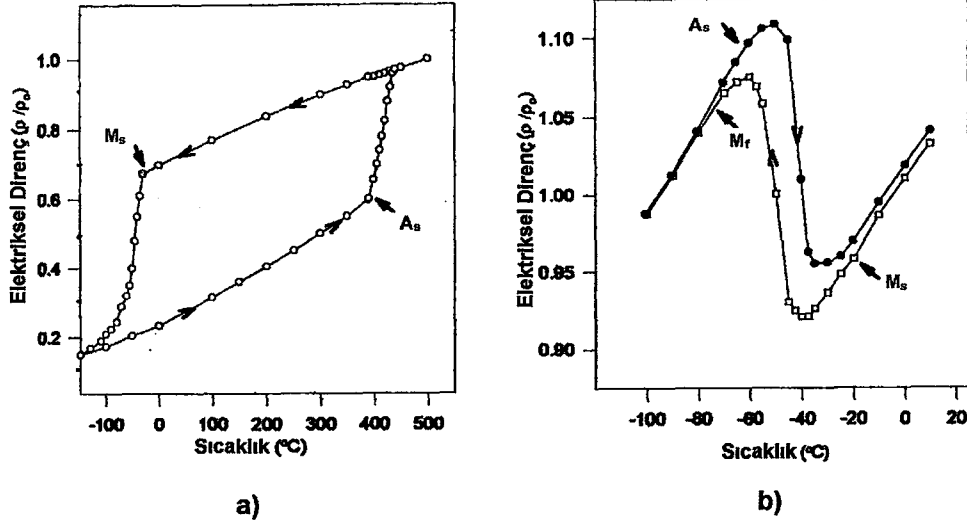
Austenite–martensite dönüşümünde, sistemdeki toplam enerji değişimi;

$$E_T = E_A + E_Z + E_K \quad (2.4)$$

olarak verilir⁽²⁸⁾. (2.4) denkleminde E_T toplam enerji değişimini, E_A austenite ve martensite fazlar arasındaki ara yüze ait yüzey enerjisini, E_Z iki faz arasındaki uyumsuzluktan doğan zorlanma enerjisini ve E_K , M_s sıcaklığında austenite ile martensite fazlar arasındaki serbest enerjii ifade eder. Martensitik dönüşümün gerçekleşebilmesi için ürün fazın serbest enerjisinin ana fazın serbest enerjisinden daha düşük olması gerekir. Dönüşümün

meydana gelmesi için gerekli olan fiziksel etkinin yanı sıra dönüşümde kullanılacak olan katının kompozisyonu ve içerisinde bulunan elementlerin miktarının da etkisi çok büyüktür^(4,28).

Atermal Özellik: Atermal özellik gösteren martensite faz dönüşümleri, çok kısa zaman aralığında ve austenite yapı içinde patlama şeklinde meydana gelir. Termal etki ile oluşturulan martensitik dönüşümlerde M_s daha düşük sıcaklıklarda yeni patlamalar olabilir ama bir kez oluşan martensite yapı daha düşük sıcaklıklarda büyüme göstermez^(1,4). Fe bazlı alaşımlarda gözlenen atermal özellikli martensite kristalinin 10^{-7} sn de ortaya çıktığı gözlenmiştir. Bu ise katılardaki elastik dalganın yayılma hızı ile aynı basamakta olan 10^5 cm/sn boyutundadır⁽³⁾. Atermal özellik gösteren martensitik dönüşümler yalnız sıcaklığın fonksiyonudur. Literatürde Fe, Cu, Au... gibi metaller baz alınarak hazırlanan alaşımlarda atermal özellik gösteren martensitik dönüşümler meydana gelmektedir⁽¹⁾. Şekil 2.2.a'da Fe-Ni alaşımlarında soğutma ile birbirini izleyen yeni faz oluşumu gösterilmektedir. Büyüyen tabakanın boyutu ve çekirdeklenme oranı sıcaklığın bir fonksiyonudur ve sıcaklık değişimi dönüşümün yönünü belirlemektedir. Atermal olarak meydana gelen dönüşümler oldukça düşük sıcaklıklarda soğutma ve M_s sıcaklığının altında büyük sürücü kuvvetlerin etkisi ile oluşmuş reaksiyonlardır.



Şekil 2.2. a) Fe-%30 Ni alaşımda elektrikselsel direncin sıcaklığa göre değişimi⁽¹⁾, b) Cu-Zn alaşımları için, martensitik dönüşümlerde elektrikselsel direncin sıcaklıkla değişimi⁽²⁾

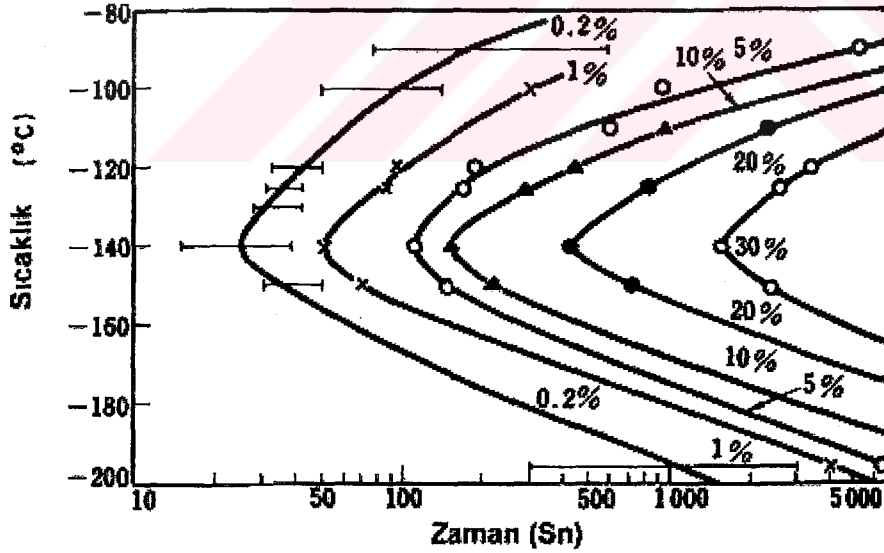
Bu tür dönüşümlerde oluşan martensite çekirdeğine gerekli fiziksel etkiler uygulanarak dönüşüm miktarı artırılır ve daha kararlı yapılar oluşur. Atermal özellik gösteren dönüşümlerin kinetik özelliklerini şu şekilde sıralayabiliriz:

- Dönüşüm miktarı zamandan bağımsızdır⁽¹⁾,
- Dönüşüm miktarı sıcaklığın fonksiyonudur ve dönüşüm hızı sıcaklığa bağlı değildir⁽³⁾,
- Soğutma ile elde edilen ürün faz daha sonra yüksek sıcaklıkta tekrar ana faza dönüşebilir⁽⁴⁾,
- Plastik zorlanma dönüşümü etkileyebilir^(25,33).

İzotermal Özellik: Bu güne kadar yapılan çalışmalarda izotermal özellik gösteren martensite faz dönüşümleri atermal özellik gösteren reaksiyonlar kadar fazla incelenmemiştir. Atermal reaksiyonlar için bir çok kural ortaya konulmasına rağmen izotermal reaksiyonlar için kurallar ve oluşum şekilleri hakkında bilgiler daha yeni yeni ortaya konulmaktadır. Bazı

alaşımlarda izotermal olarak gözlenen martensitik dönüşümler gözle izlenebilecek kadar yavaş olabilir⁽³⁴⁾. Bu tür dönüşümlerde M_s sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda yeni martensite kristalleri oluşabileceği gibi oluşmuş olan martensite tabakaları genişleyip büyüebilir^(3,34).

İzotermal reaksiyonlar genellikle M_s sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda gözlenir fakat bazı durumlarda izotermal reaksiyonlar M_s sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda da gözlenmiştir^(34,35). Atermal reaksiyonların varlığı izotermal reaksiyonların varlığını etkilememektedir. İzotermal reaksiyonlar Fe-C-Mg, Fe-Ni-Mn, gibi alaşımlarda gözlenmiştir^(36,37). Zorlanmaya duyarlı ve otokatalitik olan martensitik reaksiyonlar M_s sıcaklığının altında soğutmaya tabi tutulduğunda, izotermal martensite'nin çekirdeği atermal reaksiyonu başlatabilir⁽³⁷⁾.



Şekil 2.3. Fe bazlı alaşımlarda izotermal martensitik dönüşümler için C eğrisi⁽²⁾

Şekil 2.3'de görüldüğü gibi zamana ve sıcaklığa bağlı olarak dönüşüm miktarları değişmektedir. Fe–Ni–Mn alaşımında izotermal özellik gösteren reaksiyonda, magnetik alan etkisi olmadan C eğrisi verilir. Fakat C eğrisi simetrik değildir. Düşük ve yüksek sıcaklıklarda eğrinin şekli %1 lik bir değişme gösterir⁽³⁵⁾. İzotermal olarak meydana gelen bir martensite yapı numunenin temizlenmiş yüzeyinde hemen belirmez, ancak zaman geçtikçe yüzeyde belirli açılar ile ortaya çıkar^(2,38).

İzotermal martensitik reaksiyonla oluşmuş tabakalar küçüktür ve austenite fazdaki dislokasyon duvarları sebebi ile martensite tabakalardaki büyüme durur. Böylece austenite yapı büyük bir tabaka halinde görünür. Olson ve Cohen⁽¹⁰⁾ tarafından martensite oluşumu ile ilgili çekirdeklenme ve dönüşüm modelleri, martensite kristal çekirdeklerinin austenite yapı içerisindeki kristal yapı bozuklukları olduğu kabul edilmiştir. Bu yapı bozuklukları elektron mikroskop çalışmalarında gözlenmiştir⁽³⁹⁾. Ana yapıdaki aktif çekirdeklenme merkezleri dönüşümün başlangıcında martensite çekirdeği olarak belirir ve dönüşüm ilerledikçe çekirdekler genişleyip büyüyerek martensite plakalarını oluşturur⁽¹⁰⁻¹²⁾. Bunun yanı sıra kayma sebebiyle austenite yapıda kendiliğinden açılan yer, martensitik çekirdeklenmenin ilk evresidir ve austenite yapıda önceden oluşturulmuş dislokasyonlarla martensite embriyonun ilişkisi vardır^(34,37).

2.1.1.3. Martensitik Dönüşümlerin Tersinir Olma Özelliği

Martensitik dönüşümler belirli fiziksel şartlar altında tersinir olma özelliği gösterirler. Termal yolla gerçekleşen martensite faz dönüşümlerinde kristalin soğutulması sırasında elektriksel dirençte ani değişme gözlenir. Bu değişme M_s sıcaklığında başlar. Dönüşüm tamamlandıktan sonra tersinir dönüşümün başlayabilmesi için kristale ısı vermek gerekir. Bu işlem sırasında austenite başlama sıcaklığına karşılık gelen kritik sıcaklıkta elektriksel dirençte ani bir değişme gözlenir ve işleme devam edilirse austenite faza geri dönüşüm tamamlanır^(2,39). Şekil 2.2.a'da verildiği gibi, elektriksel direncin sıcaklık ile değişimi gösterilmektedir. Geri dönüşüm, sıcaklık–elektriksel direnç histerezis eğrisinden de görüldüğü gibi M_s sıcaklıklarının üstündeki sıcaklıklarda başlar ve A_f sıcaklığında sona erer. Bununla birlikte tekrarlanmış dönüşümlerde belirli bir şekle ve boyuta sahip plaka soğutulduğunda ana fazın belirli bölgelerinde martensite faz ortaya çıkar. Bu işlem, temel bütün martensitik reaksiyonlara uygulanabilir ama bazı ender durumlarda geri dönüşüm gözlenmez^(1,2).

Martensitik reaksiyonlar sıcaklık değişimi ile tersinir özellik gösterir ve bu tür martensite'ler *termoelastik martensite* olarak isimlendirilir. Bu tip dönüşümlerde, martensite kristalinin büyümesi ve küçülmesi, ısıl ve elastik etkiler arasında bir denge altında olur. Şekil 2.2.b'de Cu–Zn alaşımı için tersinir dönüşümle ilgili olarak, elektriksel direncin sıcaklığa bağlı değişimi verilmektedir. Grafikten de görüldüğü gibi bakır bazlı alaşımlarda M_s sıcaklığı A_s sıcaklığından daha yüksek olup bu tür davranış termoelastik martensite için özel bir davranıştır ve demir bazlı alaşımlarda görülen alışlagelmiş

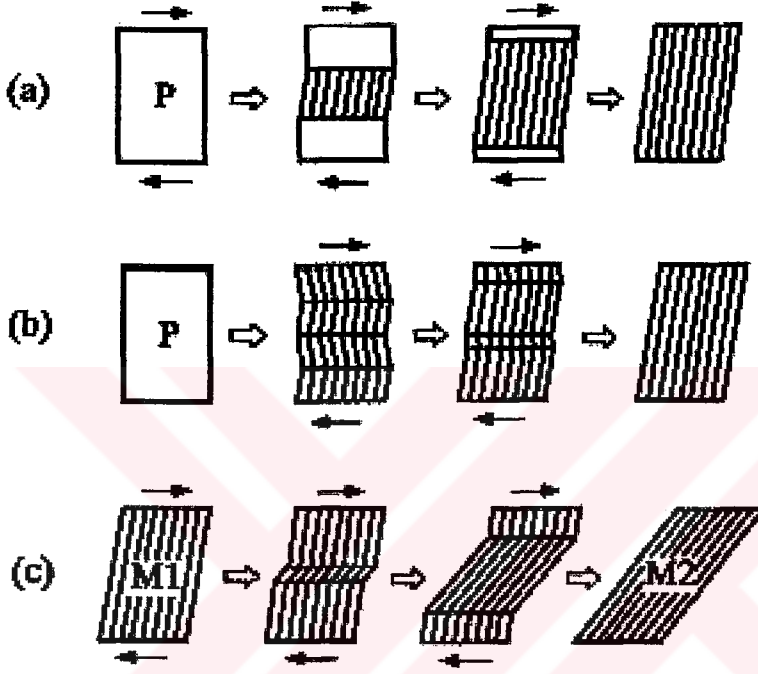
martensitik dönüşümlerden farklıdır⁽²⁾. Bazı alaşımlarda dış zorun uygulanması ile oluşturulan martensite'lerin de tersinir özellik gösterdikleri bulunmuş ve bu tür martensite'ler *elastik martensite* şeklinde sınıflandırılmıştır^(25,40). Bu tür martensite oluşumu özellikle şekil hatırlama olayında büyük rol oynar. Örnek vermek gerekirse; Cu–Al–Ni alaşımlarında sabit bir sıcaklıkta uygulanan zor ile martensitik faz dönüşümü gerçekleştiğinde kristal A_s sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklığa ısıtılırsa, martensite kristalleri ters doğrultuda zorlanmanın etkisi ile austenite faza dönüşebilir. Fe–Al–Ni, Au–Cd, Cu–Al, Fe–Pt, Fe–Mn–Si, ... alaşımları buna örnektir⁽²⁾.

Şekil hatırlama, martensite fazda iken deforme edilen bir malzeme daha sonra austenite faz sıcaklığına kadar ısıtıldığında, austenite fazda iken sahip olduğu ilk şeklini hatırlamasıdır. Dış zorun etkisi ile meydana gelen plastik deformasyonu termal etki ile yok edilmesi dönüşümün tersinir olma özelliğinin bir sonucudur^(9,41-43).

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 tabaka oluşturuluyor ve martensite tabaka zorun artması ile kalınlaşıyor. Isıtma ile austenite–martensite ara yüzeyde geri oluşum başlar ve ana faza geri dönüşüm meydana gelir.

Şekil 2.4.b'de austenite faz M_f sıcaklığının altında bir sıcaklığa soğutulduğunda oluşan martensite (self–accommodation) varyantları zor etkisi ile büyür ve diğer varyantlarla birleşerek ürün fazı oluşturur. Büyümüş

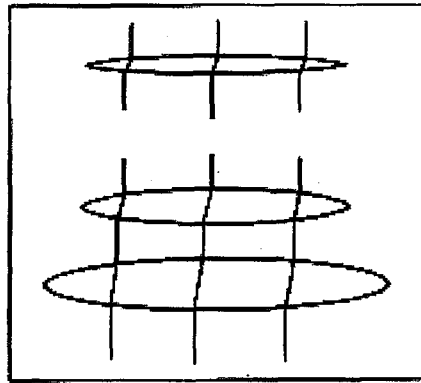
olan martensite varyantlar termal etki ile ana faza geri dönerler. Şekil 2.4.c'de uzun çubuklar şeklinde periyodik olarak yığılmış benzer martensite yapılar zor uygulandığında, yeni martensite tabakalar meydana gelir. Isıl işlem ile (M2) martensite tabakası Şekil 2.4.b'de ki duruma benzer şekilde geri dönüşüm gösterecektir. Böylece orijinal faz ortaya çıkacaktır⁽⁹⁾.



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⁽⁹⁾

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

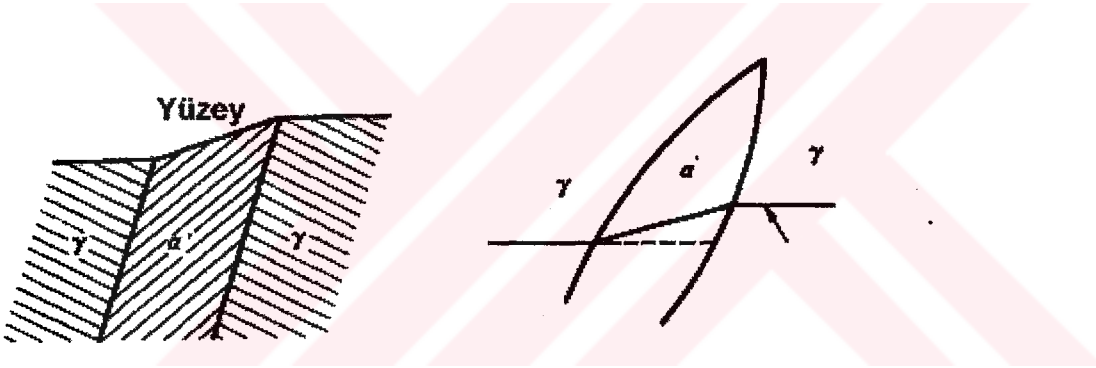
faz dönüşümleri f.c.c.→b.c.c., f.c.c.→b.c.t. şeklinde meydana gelir. Şekil hatırlama olayını austenite–martensite ara yüzündeki dislokasyon hareketleri ile açıklanmaya çalışılmıştır⁽⁹⁾. Fe bazlı alaşımlarda bir diğer dönüşüm türü de f.c.c.→h.c.p. dönüşümleridir ve bu dönüşüm sonucunda ince plakalar meydana gelir. Bu tip austenite–martensite faz dönüşümünde ara yüz enerjisinin çok düşük olması şekil hatırlama için etkilidir. H.c.p. martensite, austenite yapının $\{111\}_\gamma$ düzlemleri üzerinde oluşur ve ara yüzde mükemmel yakın bir koherent (coherent) yapı oluşur. Bu durumda dönüşüm sistemi, Şekil 2.5’de gösterildiği gibi çok ince martensite tabakalarına bir dış kuvvet etki ettiği zaman şekil hatırlama meydana gelir ve termal etki ile oluşan bu ince tabakalar ilk şekillerine geri dönerler. Buna rağmen geri dönüşüm biçimi austenite–martensite ara yüzündeki geri dönüşüm hareketi ile meydana gelir. Özellikle Fe–Mn–Si bazlı alaşımlarda dönüşümün tersinir olması bu şekilde ifade edilmektedir^(5,43-45).



Şekil 2.5. F.c.c.→h.c.p. dönüşümünde birbirini takip eden ince martensite tabakalarının oluşumu⁽⁹⁾

2.1.1.4. Martensite Fazın Şekli, Kompozisyonu ve Atomik Hacmi

Martensite faz dönüşümlerinde yalnız bir kristalden benzer kimyasal kompozisyonda yeni bir kristale dönüşüm olur. Hacim sık sık değişir ve hacimdeki bu değişiklik küçüktür ve deneysel hatalarla sınır değerindedir. Martensite kristalleri genelde köşelere doğru uzanan ince plakalar veya mercimek (lenticular) tanesi şeklindedir. Şekil 2.6'da verildiği gibi plakalar ana faza göre yönelim gösterirler. Yeni fazın örgü düzlemi, habit düzlemi diye isimlendirilen düzlem üzerine yapılıdır⁽²⁾. Mümkün olan bu tür dönüşümlerde, söz edildiği gibi ana faz tek kristal içinde oluşan martensite tek kristal, ara yüzey habit düzlemi boyunca uzanır⁽⁴⁾.



Şekil 2.6. Martensite plakasının numune yüzeyindeki görünüşü⁽²⁾

2.1.2. Martensitik Dönüşüme Dış Zorun Etkisi

Martensite oluşumu sırasında austenite yapıya dışardan uygulanan mekanik zor da dönüşüm için etkilidir. Dışardan uygulanan küçük zorlar ana fazın bozulmasına (distortion) yol açacağı için martensite oluşumu ile mekanik zor arasında fiziksel bir ilişkinin varlığı düşünülebilir^(1,39,46).

Uygulanan zor, martensite kristalinin oluşumunu kristalografik açıdan kolaylaştırıcı doğrultuda ise dönüşüm için daha az bir sürücü kuvvet gerekir ve M_s sıcaklığı yükselir. Böylelikle (M_s-A_s) aralığı değişecek ve daralacaktır. 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 ısı değişimi olmadan yalnızca zor etkisi ile martensite faz dönüşümünün olabileceğini göstermiştir^(1,23,46).

M_s sıcaklığının üzerinde bir zor uygulandığı zaman, sıcaklık çok yüksek olmasına rağmen martensite oluşur. Zor uygulanarak martensite'nin oluşabileceği bu yüksek sıcaklık M_d diye isimlendirilir⁽⁴⁾. Cu–Al–Ni alaşımına sabit bir sıcaklıkta uygulanan zor ile martensitik dönüşüm gerçekleştiğinde, kristal austenite başlama sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklığa ısıtılır ve austenite yapı tekrar oluşur⁽⁹⁾.

Austenite fazdan martensite faza dönüşüm için iç kuvvetler sürücü kuvvet olarak yeterli olmayabilir. Bunun için de austenite faza dışardan bir ek kuvvet uygulanması veya sıcaklık değişimi ile iç kuvvetin büyütülmesi gerekir. Zor veya termal etki ile austenite fazda meydana gelen mikroskobik hacim değişikliği dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvvetin ortaya çıkmasına sebep olur. Özellikle Kaufman ve Cohen'in⁽¹⁾ zor ve termodinamik üzerine yapmış oldukları çalışmadan sonra, demir bazlı alaşımların martensite dönüşümünde dış zorun etkisi daha çok tartışılmıştır.

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 (stress-induced)* olarak isimlendirilir. Şayet dönüşüm, plastik deformasyon sonucu yeni çekirdeklenmeler oluşarak meydana geliyorsa bu şekilde oluşan martensite *zorlanma-etkili martensite (strain-induced)* olarak adlandırılır. Böyle bir dönüşüm alaşımın kolay şekillenebilme özelliğini önemli derecede artırır. Zor-etkili ve zorlanma-etkili martensite'ler birbiriyle kıyaslandığında her ikisi de zor etkisi ile oluşmasına rağmen çekirdeklenmelerinin farklı olduğu görülür. M_s dönüşüm sıcaklığının üstünde bir sıcaklıkta austenite fazda bulunan bir alaşıma dış zor uygulanırsa dönüşüm için gerekli sürücü kuvvet sağlanmış olur. Dışardan uygulanan bu zor ile alaşım içinde bazı bölgelerde dönüşüm meydana gelir⁽²⁵⁾. Zor etkili martensite'nin kinetiği; M_s sıcaklığına, alaşımın kompozisyonuna, austenite miktarına, austenite ve martensite sertliğine ve uygulanan zorun etkisine bağlıdır^(25,47).

Atomların birlikte hareketinin bir sonucu olarak kristalde gözlenen şekil bozulması plastik deformasyonun varlığını kanıtlar. Martensite yapının oluşumu sırasındaki şekil değişimi austenite yapı tarafından sınırlandırılır. Şekil değişimini önlemek üzere çevre matris tarafından oluşuma karşı zor

uygulanır. Dolayısıyla elastik zorlanmalar bu zorları gidermek için yeterli değildir. Bu nedenle gözlenen bozulmanın elastik sınırlar içerisinde açıklanması mümkün değildir. O halde dönüşüm bölgesi önemli miktarda plastik deformasyon geçirmek zorundadır. Bu tamamlayıcı deformasyon, dislokasyonların hareketi ile oluşturulabilir. Bu durumda, tam (perfect) dislokasyonların hareketi kayma türü yapısal bozukluklar ortaya çıkarırken kısmi (partial) dislokasyonların hareketi sonucu yığılma kusurları veya içsel ikizlenme türü yapı kusurları oluşur⁽²⁾.

Plastik zorlanmanın neden olduğu martensite'nin oluşum mekanizması ve morfolojisi atermal olarak meydana gelen martensite'ninkinden farklı olmasına rağmen oluşan bu martensite'lerin kinetik ve kristalografik özellikleri benzerdir⁽⁴⁸⁾. Diğer kusurlar da dönüşüm kinematiği üzerinde baskın bir etkiye sahiptir. Yapılan çalışmalarda austenite tane boyutu, dislokasyon yoğunluğu artan austenite başlama sıcaklığı ile dönüşümün türünde önemli bir faktördür. Fe-Ni-C tek kristalinde zorlanmanın neden olduğu martensite'nin karakteristik oluşumları ve zor etkisinin dönüşüm sıcaklığına etkisi gösterilmiştir. Bununla birlikte, termal değişiklikler, dislokasyon yoğunluğu ve diğer kusurların neden olduğu $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ şeklinde geri dönme özelliğine sahip dönüşümler vardır⁽⁴⁸⁾. Geri dönüşüm özelliği gösteren faz dönüşümlerde uygulanacak olan zorun büyüklüğü ve meydana gelen kritik deformasyon miktarı önemlidir. Örneğin Fe-Ni-C tek kristalinde $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ şeklinde beş defa sırası ile uygulanan geri dönüşüm işleminde minimum deformasyon miktarı % 3 olarak bulunmuştur⁽³⁰⁾.

Durlu⁽⁴⁸⁾'nin yapmış olduğu çalışmalarda zorlanmanın neden olduğu martensite'nin oluşumunda deformasyonun etkisi Mössbauer ve TEM çalışmalarında incelenmiş ve dislokasyonların etkisi gözlemiştir.

2.1.3. Martensitik Dönüşümlerin Yapısal ve Kristalografik Özellikleri

Martensitik dönüşümler difüzyonsuz olması sebebi ile dönüşümden sonra kristalografik olarak bir çok değişik oluşum meydana gelir. Dönüşüm koşullarına bağlı olarak, özellikle Fe bazlı alaşımlarda oluşan martensite kristalleri çok geniş yapısal çeşitlilik gösterirler. Yapısal ve kristalografik açıdan yalnızca Fe bazlı alaşımlarda bile oluşum mekanizmasını genel modeller ile açıklamak henüz başarılammıştır^(3,49,50).

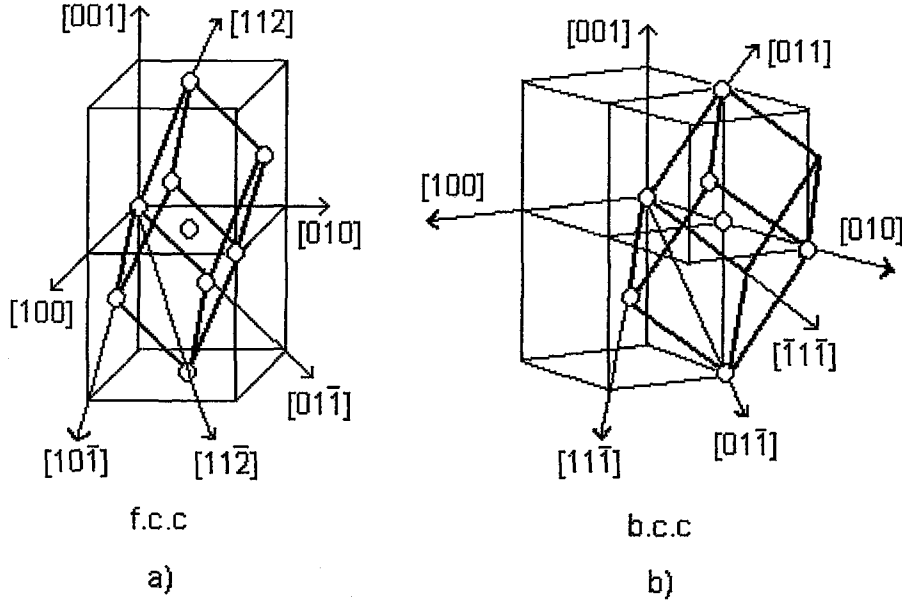
Austenite–martensite faz dönüşümünde atomlar, komşuluklarını koruyarak yer değiştirirken, kristalografik olarak tüm yapı, bir yapıdan başka bir yapıya geçer. Yapının değişmesi ile austenite–martensite yapılar arasında kristalografik *dönme bağıntısı* (orientation relationship) ortaya çıkar. Martensite faz dönüşümlerinin kristalografik özellikleri üzerine yapılan çalışmalarda iki kristalografik yapı arasında sınır özelliği taşıyan, bozulmamış ve dönmemiş olan düzlem *alışım düzlemi* (habit plane) olarak isimlendirilir. Dönüşümden sonra meydana gelen makroskobik değişme kristalin dış yüzeyinden de kolayca gözlenebilir^(2,49,50).

Bir kristalografik yapıdan diğerine dönüşme şeklinde gerçekleşen martensite faz dönüşümleri, genelde yüzey merkezli kübik (f.c.c.) yapıdan hacim merkezli (b.c.c. veya b.c.t.) veya sıkı paketlenmiş hegzagonal (h.c.p.)

yapıya ya da b.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşme şeklindedir. Bu dönüşümlerden en çok bilinen genelde Fe bazlı alaşımlarda görülen f.c.c. yapıdan b.c.c. yapıya dönüşme şeklinde olup, bu tür bir dönüşme kristalografik olarak kesme (shear) mekanizması ile gerçekleşir. Yani dönüşme sonucunda ana ve ürün kristal yapıların bazı düzlem ve doğrultuları arasında belirli açılar gözlenir ve ilişki kristalografik dönme bağıntısının ortaya çıkmasına sebep olur^(2,10,11,12).

Deneysel gözlemlerle ortaya çıkarılan dönme bağıntıları dikkate alınarak, austenite yapıdan martensite yapıya faz dönüşümü olayı, kesme mekanizmaları ile açıklanmıştır. Dönme bağıntılarını görebilmek için kristal yapıların örgü uyumları düşünülür. Dönüşümün bu yapılar arasındaki kristalografik dönme bağıntıları dikkate alındığında, bir yapıdan diğerine birim örgü hücresindeki atomların küçük yer değiştirmeleri ile geçilebileceği kolayca görülür. F.c.c. yapıdan b.c.c. veya h.c.p. yapıya martensite faz dönüşümünün gerçekleşebilmesi için f.c.c. yapının sıkı paket düzlemlerine uygulanacak küçük bir kesme zoru bu iş için yeterlidir^(2,51).

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



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

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

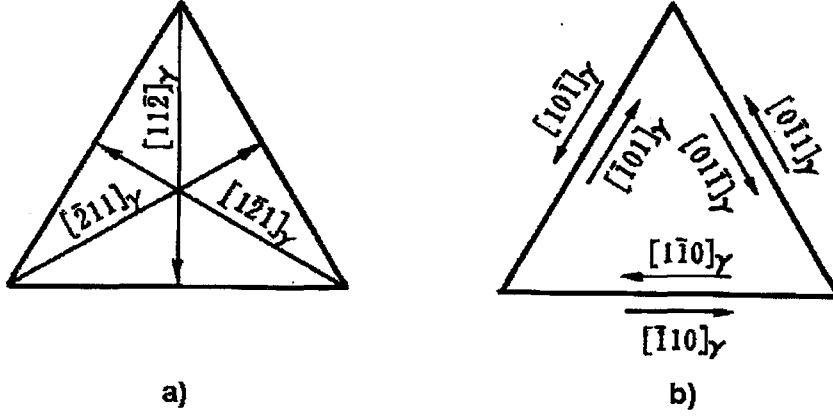
$$(111)_\gamma // (011)_\alpha, [\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$$

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

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

şeklinde verilir. Bu yönelim ilişkisi, Nishiyama (N) yönelim ilişkisi olarak bilinir. N ilişkisinde $(111)_\gamma$ düzlemi en az dört düzlemden birisine paralellik gösterir. 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^(2,52). K–S ilişkisinde ise dört çeşit düzlem kıyaslanabilir. Fakat bir $(111)_\gamma$ düzleminde eşdeğer altı kayma doğrultusu yer alır ve Şekil 2.8.b'de gösterildiği gibidir. Oluşan bu üç çift kayma doğrultularında, çiftleri oluşturan

kayma doğrultuları birbirlerine zıttır. Böylece Şekil 2.9'da gösterildiği gibi K–S ilişkilerinde 24 değişik durum vardır. α yapıdan elde edilen K–S yönelimleri N bağıntısından elde edilen yönelimlerden sadece 5.16° farklıdır^(2,5).

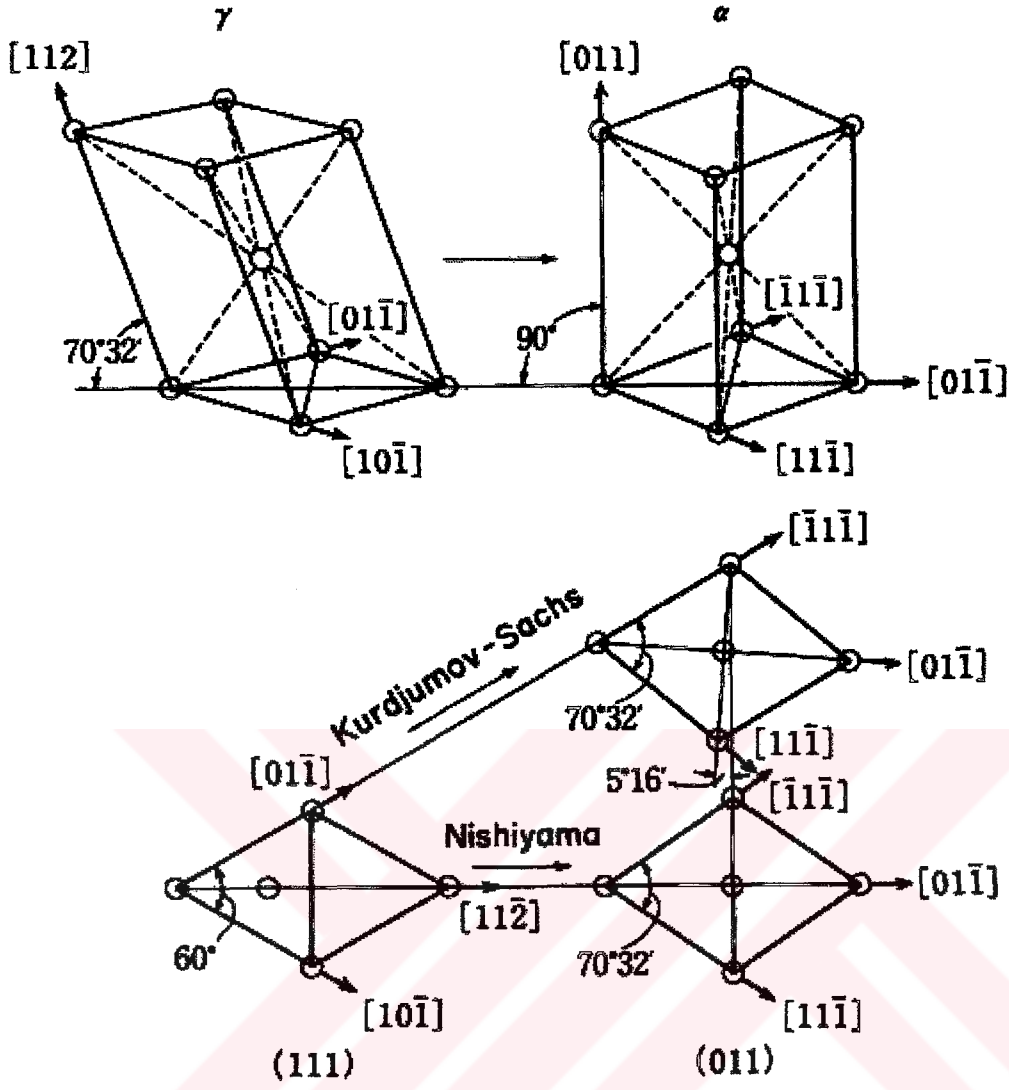


Şekil 2.8. (111)_γ düzlemindeki kesme doğrultuları a) N ilişkisi, b) K–S ilişkisi⁽⁵²⁾

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

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

yönelim ilişkisi Greninger–Troiano (G–T) dönme bağımlılığı olarak isimlendirilir⁽²⁾.



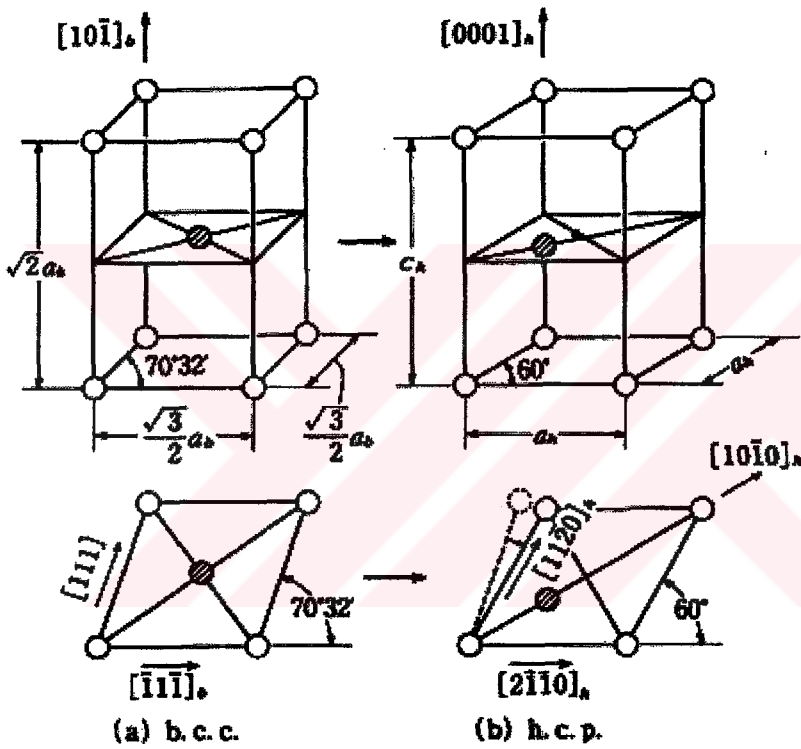
Şekil 2.9. Kurdjumov–Sachs ve Nishiyama'nın ileri sürdüğü $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümlerinde kesme mekanizmaları arasındaki ilişki⁽²⁾

Martensite faz dönüşümlerinin bir diğer kristalografik türü b.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşüm şeklinde gerçekleşir. Genellikle bu tür martensitik dönüşüm Li, Ti, Zr, Hf metal ve alaşımlarında görülür. İlk kez Zr metalinde gözlenmiştir. Bu dönüşümü açıklamak için Burgers tarafından verilen model geçerlidir. Burgers tarafından önerilen kristalografik modele

göre b.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşüm iki adımdan oluşmaktadır (Şekil 2.10). Birinci adımda b.c.c. yapının $[\bar{1}11]$ doğrultusu boyunca bir kesme ve ikinci adımda da b.c.c. yapının (110) düzleminde kayma ile h.c.p. yapıya dönüşüm gerçekleşir. Burgers tarafından önerilen dönme bağıntısı

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

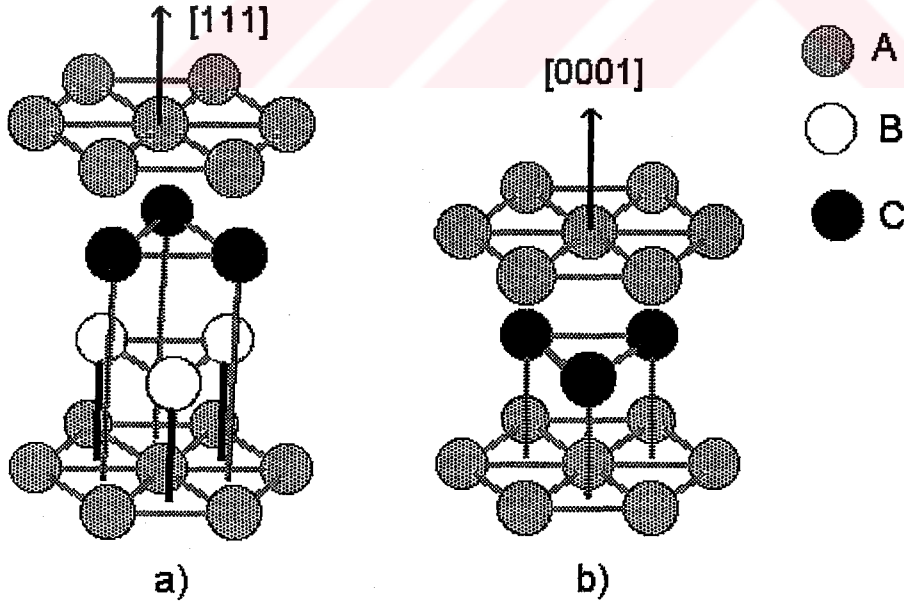
olarak verilir.



Şekil 2.10. Burgers tarafından önerilmiş olan b.c.c.→h.c.p. dönüşümünde kesme mekanizması⁽²⁾

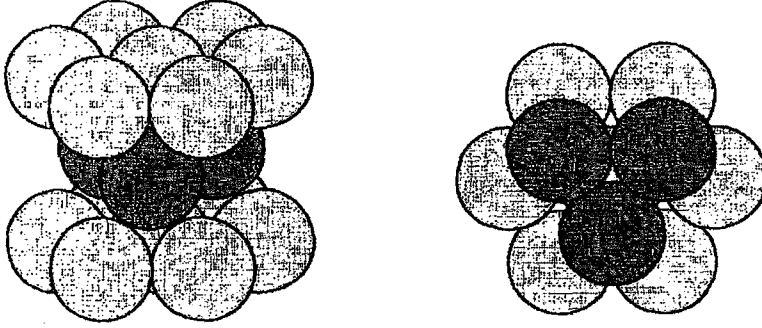
Martensitik dönüşümlerde bir başka kristalografik tür de f.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşüm şeklinde gerçekleşir. F.c.c.→h.c.p. türü martensite (ϵ martensite) faz dönüşümü; ana faz austenite yapı içindeki sıkı paket

düzlemlerinin yerleşimi ile yakından ilişkilidir. Dönüşümü daha kolay açıklayabilmek için f.c.c. ve h.c.p. yapılar arasındaki ilişki incelenir. F.c.c. ve h.c.p. yapılar sıkı paketlenmiş düzlemlerden meydana gelir ve bu iki yapının sıkı paketlenmiş düzlem ve doğrultuları bir birine paralel olarak yerleşir⁽⁵²⁾. Şekil 2.11'de görüldüğü gibi f.c.c. yapının sıkı paket düzlemleri olan {111} düzlemlerindeki atomları sırası ile A, B, C, D,... olarak tanımlarsak D tabakasındaki atomlar A tabakasındaki atomlar ile özdeştir. Böylece f.c.c. yapıda kristalleşen bir kristal için yapının {111} düzlemlerinin tabaka sıralanışının ABCABC... şeklinde olduğu görülür. F.c.c. hücresinin $\langle 111 \rangle$ doğrultusu, h.c.p. hücresinin $\langle 0001 \rangle$ doğrultusuna paralel olacak şekilde, f.c.c. ve h.c.p. yapılarının gösterimi Şekil 2.11'de verilmiştir. Hekzagonal sıkı paketlenmiş bir metalde ikinci tabaka üzerindeki atomlar, birinci tabakadaki boşlukların üzerinde ve üçüncü tabakadaki atomlar ise birinci tabakadaki atomların üzerindedir.

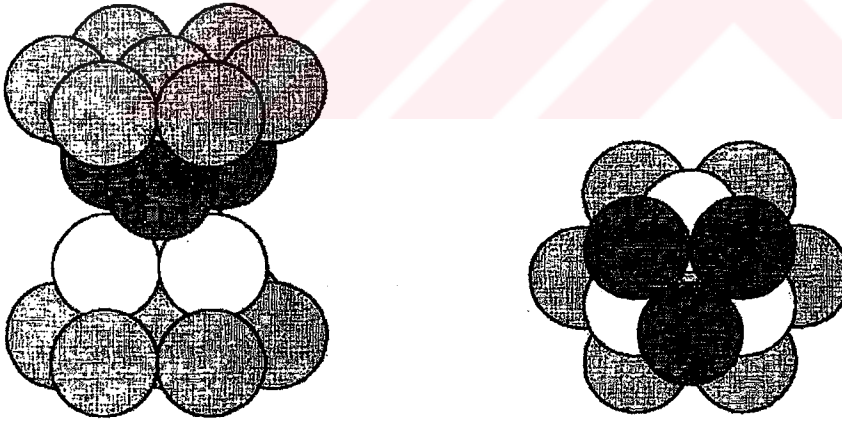


Şekil 2.11 a) f.c.c. yapının $\langle 111 \rangle_{f.c.c.}$ doğrultusunun, b) h.c.p. yapının $\langle 0001 \rangle_{h.c.p.}$ doğrultusuna paralel olacak şekilde gösterimi

Hekzagonal bir yapıda ardışık tabakaların yığılım sırası ACACAC... şeklinde gösterilir. f.c.c. ve h.c.p. yapıların her ikisi de sıkı paketlenmiş yapı olup aralarındaki tek fark tabakaların yığılım sırasıdır. Şekil 2.12 ve Şekil 2.13'de h.c.p. ve sıkı paketlenmiş f.c.c. yapılarda atomların yığılım sırası şematik olarak kürelerle gösterilmiştir.



Şekil 2.12. H.c.p. kristal yapının kürelerle şematik gösterimi



Şekil 2.13. Sıkı paketlenmiş f.c.c. kristal yapının kürelerle şematik gösterimi

İlk olarak ϵ türü martensite, Kobalt metalinin yüksek sıcaklıklarda f.c.c. yapıdan yavaş soğutma ile h.c.p. yapıya dönüşümü sırasında gözlenmiştir⁽²⁾.

ϵ türü martensite ile austenite yapı olan f.c.c. arasındaki yönelim ilişkisi

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

olarak verilir ve bu yönelim ilişkisi Shoji–Nishiyama (S–N) ilişkisi olarak

isimlendirilir. Şekil 14'de iki fazında atomik yer değiştirmeler $[1\bar{1}0]$ ve $[11\bar{2}0]$

doğrultularında gösterilmiştir. Bu şekilde kapalı ve açık dairelerin atomik

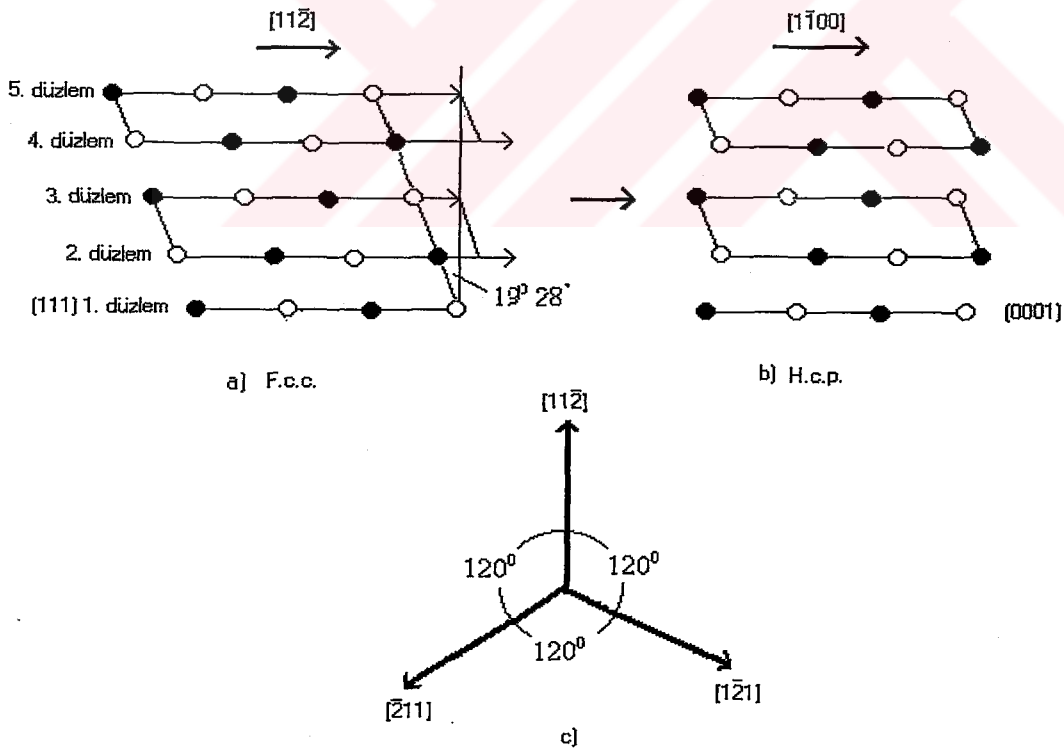
düzlemdeki yerleşimleri gösterilmiştir. Şekil 2.14'den de görülebileceği gibi

birbirini izleyen f.c.c. yapıdan h.c.p. martensite yapıya dönüşüm sırasında

$(111)_{f.c.c.}$ düzlemi ile bitişik olan iki düzlem $[11\bar{2}]_{f.c.c.}$ doğrultusunda $a/\sqrt{6}$ (a

örgü parametresi) kadar yer değiştirmiştir. F.c.c. örgüsündeki bu kesme

miktarı 19.5° dir^(5,21,22).



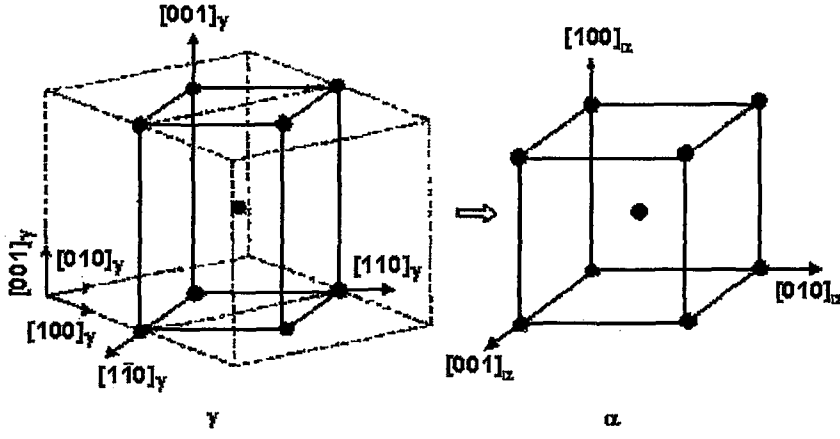
Şekil 2.14. a-b) f.c.c.→h.c.p. dönüşüm mekanizması, c) f.c.c.→h.c.p. dönüşümünde üç çeşit kesme doğrultusu^(2,5)

2.1.4. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri

Martensite faz dönüşümlerinde, atomik hareketler için detaylı inceleme 1924 yılında Bain tarafından yapılmıştır. Kurdjumov ve Sachs ve Nishiyama f.c.c.→b.c.c. dönüşümünü incelerken Burgers Zr metalinde b.c.c.→h.c.p. dönüşümünü incelemiştir⁽⁴⁹⁾. Bu teoriler gerçek örgü kesmesi ile atomların hareketlerini kullanarak önemli başarılar elde etmişlerdir. Ayrıca teorilerde ana yapı ile martensite yapı arasındaki yönelim ilişkisi göz önüne alınır. 1950 li yıllarda en genel şekilde martensite kristalografisi teorisi geliştirildi. Aşağıda söz edilen teoriler homojen (Bain) ve inhomojen (shear) zorlanma kısımlarının her ikisini de kapsamaktadır⁽⁵³⁾. Wechsler, Lieberman ve Read (WLR)⁽⁵³⁾, Bowles ve Mackenzie (BM)^(54,55) teorileri en genel şekilde uygulanabilir ve ana faz ve martensite arasındaki dönmeyen ve bozulmayan düzlem olan alışım düzlemine göre formüle edilir. Bu da doğal olarak iki faz arasındaki yönelim ilişkisini vermektedir⁽⁵⁶⁾.

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

Dönüşüm mekanizmasında, dönüşümden önce ve sonra atomik komşulukların korunduğu kabul edilir^(2,53). Bain, austenite yapının deformasyonu için Şekil 2.15'de verilen modeli ortaya koymuştur. Böyle bir homojen bozulma bir örgüyü başka bir örgüye dönüştürür. F.c.c. den b.c.c. veya b.c.t. dönüşüm özel bir durumdur ve *Bain Bozulması* olarak isimlendirilir.



Şekil 2.15. Bain Dönüşümü

Bain bozulmasını göz önüne alarak, ilk örgü noktaları ile dönüşümden sonraki örgü noktası arasındaki uyuma ise *Bain Uyumu* (correspondence) denir. B.c.c. yapıdaki örgü vektörü $[x_1, x_2, x_3]_b$ ve f.c.c. yapıdaki bir örgü vektörü ise $[x_1, x_2, x_3]_f$ olarak verilir. Bain Uyumuna göre örgü vektörü bileşenleri

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

şeklinde verilir. Verilen bu ifadeyi matris formunda ifade edersek

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

örgü düzlemleri arasındaki uyum

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

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

şeklinde yazılır. Buradaki kare matrisler Bain Uyum Matrisleri olarak adlandırılırlar⁽²⁾. F.c.c. yapıdan b.c.c. veya b.c.t. yapıya genel bir örgü bozulması mümkündür. Bununla birlikte Bain bozulması böyle bir dönüşüm için çok uyumludur çünkü bu dönüşümde küçük atomik yer değiştirmeler için işlem yapılır ve bu yer değiştirmeler $\sum_i \eta_i$ olarak verilir. Burada η_i diyagonalize edilmiş bozulma matrisinin diyagonal elemanlarıdır. Böylece küçük bir zorlanma enerjisinden söz edilir. Bain bozulmasının doğruluğu deneysel sonuçlarla uyum içindedir. Örneğin Fe–Ni–Ti alaşımlarında olduğu gibi tetragonal martensite'ler bir çok katı alaşımda gözlenmiştir. Bu alaşımda Ti atomları austenite yapının özel yerlerinde saptanmıştır. Yapının oluşumu tetragonal simetrisi sebebiyle örgüde Bain bozulması ile meydana gelir. Bain bozulması ile meydana gelen martensitik dönüşümler süper örgü alaşımlarında da gözlenir ve özellikle Fe–%25 Pt alaşımı bu tip dönüşümlere örnektir⁽²⁾.

Martensitik dönüşüm kristalografisi üzerine geliştirilen teorilerin çıkış noktasını değişmez düzlem zorlanması oluşturmuştur. Çünkü dönüşüme ait kristalografik özellikler ancak değişmez düzlem zorlanması ile tanımlanabilmiştir. Kristalografik teoriler, değişmez düzlem zorlanmasını baz alarak yönelim bağıntıları, alışımlar düzlemleri, şekil değişimi ve diğer dönüşüm karakteristiklerini açıklamışlardır^(57,58).

Kristalografik teoriler, faz dönüşümü sırasında ortaya çıkan şekil bozulmasını açıklarken, önce homojen bir örgü zorlanmasını, sonra da kristal örgüyü bozmadan oluşan heterojen özellikli bir zorlanmanın varlığını kabul ederler. Ana fazın f.c.c. kristal birim hücrelerini b.c.c. birim hücrelerine

dönüştüren Bain Zorlanması (homojen zorlanma) kristal yapıda bozulmamış düzlem ve doğrultu bırakmaz. Gözlemler değişmez bir ara yüzün var olduğunu gösterdiği için, ikinci bir zorlanma ile bunun gerçekleştirilmiş olması beklenir. İşte bu ikinci zorlanma, ikizlenme (twinning) veya kayma (slip) gibi birim hücreyi bozmadan hacimsel yapı bozukluğu oluşturabilen oluşumlardır. Mikroskobik çalışmalar bu tür oluşumların varlığını baştan itibaren kanıtlamıştır. Martensite faz dönüşümde meydana gelen kayma, ikizlenme kusurları, yığılma kusurları, dislokasyonlar gibi örgü kusurları arasındaki ilişki tam olarak açıklanamamıştır^(2,3).

Martensitik dönüşümlerin geometrik özelliklerinden ayrıntılı atomik yer değiştirmeleri ve yer değiştirmenin meydana geliş mekanizmasını anlamak için değişik çalışmalar yapılmıştır⁽⁵³⁻⁵⁵⁾. Bu teorilerden biri olan WLR teorisi martensite plakaların üzerinde şekillendiği austenite düzlemlerinin, austenite ve martensite kristal eksenleri arasındaki yönelim bağımlılığının ve gözlenen makroskobik bozulmaların hesaplanmasını mümkün kılar. Bu hesaplamalar için gerekli olan sadece austenite ve martensite fazların örgü sabitleridir. Martensite'nin oluşması için austenite'nin homojen olarak dönüşen herhangi bir hacminin uğradığı distorsiyon (distorsion), Şekil 2.15' de ilk olarak Bain tarafından teklif edildiği gibidir. Küp ekseninde biri boyunca meydana gelen büzülme bu eksene dik olan bütün doğrultudaki uzama ile birleştirildiğinde, bu olay dönüşüme eşlik eden saf (pure) distorsiyonla anlatılır. Bir saf distorsiyon, cisimde bozulma sırasında dönmeden kalan sabit ortogonal eksenlerin bir grubunun varlığını karakterize eder (bunlar distorsiyonun ana eksenleri olarak adlandırılır). Eksenlerin böyle bir grubunun olamaması karışık (impure) distorsiyon olmasının bir kanıtıdır. Bir karışık distorsiyon, her

zaman bir saf distorsiyon ile katı cisim dönmesinin birleştirilmesinden elde edilir. Bir austenite tek kristalin martensite tam olarak dönüşümü sırasında meydana gelen distorsiyon hem karışık hem de inhomojendir^(53,59).

WLR teorisi

$$\mathbf{F} = \mathbf{RBS} \quad (2.5)$$

denklemleri ile verilir. (2.5) denkleminde \mathbf{F} (shape strain) toplam şekil deformasyonunu, \mathbf{B} Bain zorlanması, \mathbf{S} basit kesme zorlanması ve \mathbf{R} katı cisim dönmesini temsil etmektedir. Bu denklemlerde verilen \mathbf{R} , \mathbf{B} ve \mathbf{F} (3x3) tipinde matrislerdir⁽⁵³⁾.

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

$$\mathbf{FC} = \mathbf{RB} \quad (2.6)$$

denklemleri ile verilir. Burada \mathbf{C} tamamlayıcı kesmedir (complementary shear). \mathbf{F} , \mathbf{R} ve \mathbf{B} ise WLR teorisinde tanımlandığı gibidir. (2.6) denklemleri

$$\mathbf{F} = \mathbf{RBC}^{-1} \quad (2.7)$$

şeklinde yazılır. (2.7) denklemleri (2.5) denklemleri ile kıyaslandığında, benzerlik görülebilir. \mathbf{C}^{-1} , WLR'deki inhomojen kesmenin tersi olan tamamlayıcı kesmeyi temsil eder. \mathbf{C} ve \mathbf{S} aynı düzlemdeki kesmelerdir fakat yönelimleri zıttır.

Yapılan elektron mikroskopu deneylerinde az da olsa bazı martensite kristallerinde, ikizlenme ve kayma türü şekil bozulmalarının sayısının yukarıda anlattığımız teorilerin aksine birden fazla olabileceğini gösterdi⁽³⁾. Ross ve Crocker ve Acton ve Bavis ikili bozulma teorileri olarak tanımlanan yeni teorileri geliştirdiler. Bu teorilerde toplam şekil değişimini oluşturan

bileşenler WLR ve BM teorilerindeki ile aynı olmakla birlikte, kristal örgüyü değiştirmeyen şekil bozulmasının iki tane olabileceği düşünülmüştür⁽⁴⁹⁾. Böylece WLR ve BM teorilerinde **S** ile verilen bir tek şekil bozulması yerine, bu teorilerde **S₁** ve **S₂** gibi iki bozulma kabul edilir ve

$$F = B S_1 S_2 R \quad (2.8)$$

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

Bowles ve Dunne⁽⁵⁹⁾ **S** bozulması yerine plastik bozulmayı da öngören farklı bir çalışma yapmışlardır. Bu çalışmaya göre

$$F = RBC^{-1} P \quad (2.9)$$

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

$$F = B R S_n \dots S_2 S_1 \quad (2.10)$$

şeklinde ilave kesmelerle verilmesi gerektiği ortaya konmuştur. Böylece oldukça karmaşık yapıya sahip olan çoklu kesme teorileri doğmuştur⁽⁵⁸⁾.

2.2. Yapı Kusurların Martensitik Dönüşümlere Etkisi

Atomların toplu hareketi ile oluşan dönüşümler sonucunda meydana gelen şekil bozulması plastik bozulmanın varlığını kanıtlar. Gözlenen bu bozulmanın elastik sınırlar içinde açıklanması mümkün değildir. Martensitik dönüşüm sırasında meydana gelen plastik bozulmada çizgisel yapı kusuru olan dislokasyonların varlığının ve hareketlerinin büyük rolü vardır. *Tam* (perfect) dislokasyonların hareketi sonucu *kayma* (slip) türü, *kısmi* (partial) dislokasyonların hareketi ile de *yığılma kusuru* (stacking fault) veya *iç ikizlenme* (internal twins) türü yapısal bozukluklar ortaya çıkar. Özellikle dönüşüm sıcaklığı düşük olan alaşımlarda ikizlenme türü yapı bozuklukları daha sık ortaya çıkmaktadır. Martensitik dönüşümlerde bu tür kusurların yanı sıra, dislokasyonlar ve bunların hareketi sonucu ortaya çıkan düzlemsel özellikli yığılma kusurları da oluşur^(2,28).

F.c.c. yapıdan b.c.c. yapıya dönüşüm durumunda plastik deformasyon miktarı çok fazla olup kesme açısı 20° civarındadır, bu yüzden kayma düzlemlerinin sayısının çok fazla olması gerekir. Plastik deformasyon ile meydana gelen kaymalar, dislokasyon hareketlerinden başka bir şey değildir ve kısmi dislokasyon durumunda yığılma hatası kristal içindeki dislokasyonları harekete geçirir. Meydana gelen bu dislokasyon hareketi kristal içerisinde kalır ve küçük kusurları oluşturur. Kayma ile meydana gelen bozulmanın yerine bazı alaşımlarda düşük sıcaklıklarda ikizlenme kusurları meydana gelir. İkizlenmeler; dönüşümlerden sonraki küçük yer değiştirmeler sonucu oluşan ince yapılardır ve yapının köşelerine doğru kalınlaşırlar. Bu şekilde meydana gelmiş ikizlenmeler '*internal twins*' ve meydana gelmiş

ikizlenme kusurları da *'twins faults'* olarak bilinir ve bu ikizlenme kusurları ikizleme sınırlarında gözlenir. Bu kusurlar ilk olarak optik mikroskoplarda çekilen fotoğraflarda gözlenmiş ve daha sonra X-Ray deneylerinde de doğrulanmıştır⁽²⁾.

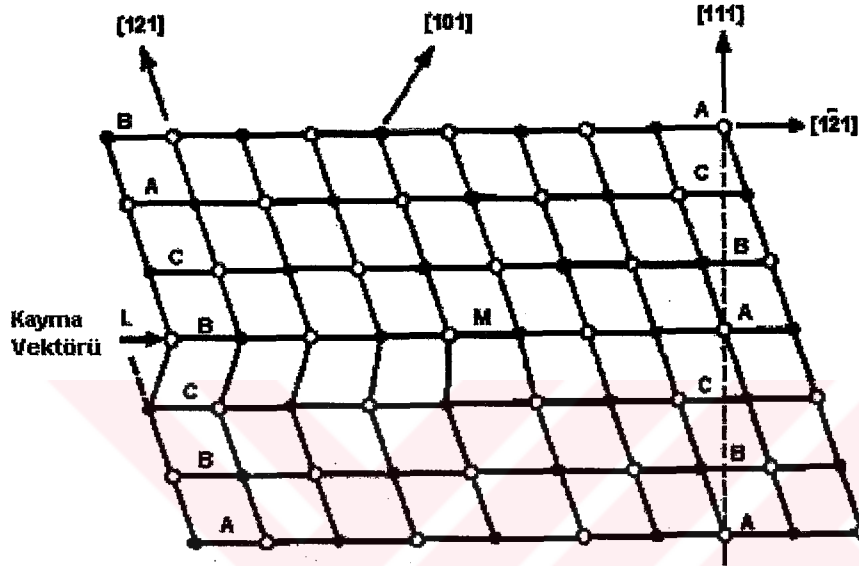
Gerçek kristaller atomik yapılarında kusur içerirler ve bu kusurlar kristalin belirli bölgelerindeki eksik veya düzensiz olarak yerleşen atomların oluşturduğu yapılardır. Bu yapılar; nokta, çizgi, yüzey ve hacim kusurları olarak isimlendirilir. Kristal içindeki çizgi kusurları genel anlamda dislokasyon olarak isimlendirilir. Dislokasyonların oluşum özellikleri ve türü Burgers vektörü (\vec{b}) ile tanımlanır⁽⁵²⁾. Burgers vektörü, belirli bir kristal düzlemindeki atomlar çizgisel boyutta konumlarını değiştirdiğinde, kristal sınırını tamamlayan bir vektördür. Kristal yapıda elastik olarak zorlanmış bölgelerde depolanmış enerjinin büyüklüğü, birim hacim başına zorlanmanın karesi ile orantılıdır. Belirli bir nokta için zorlanma Burgers vektörünün karesi ile orantılı olduğundan toplam zorlanma enerjisi de Burgers vektörü ile orantılı olur^(52,60).

2.2.1. Martensite Çekirdeklenmesinde Dislokasyonun Rolü

Bir çok araştırmacı martensite çekirdeklenmesinde dislokasyonların etkisini incelemiştir^(10-12,61). Tam dislokasyonun parçalara ayrılması ile ortaya çıkan dislokasyonlar, kusurların meydana geldiği düzleme göre değişik şekilde isimlendirilirler. İkiye ayrılmış dislokasyonun parçaları kusur düzleminde ise Shockley kısmi (parçal) dislokasyonu olarak isimlendirilir ve bu dislokasyonlar $\{111\}_\gamma$ düzlemleri üzerinde kayabilirler. Kısmi

dislokasyonlar kusurun yer aldığı düzlemde değilse bu dislokasyonlar Frank kısmi dislokasyonu olarak isimlendirilir⁽⁶²⁾.

F.c.c. yapıdan b.c.c. yapıya dönüşüm, f.c.c. yapının $\{111\}_\gamma$ düzlemleri üzerinde meydana gelen kesme mekanizmaları ile açıklanır^(11,63).



Şekil 2.16. $a_\gamma/6[1\bar{2}1]_\gamma$ kısmi dislokasyonunun kayma doğrultusundaki oluşumu⁽⁵²⁾

Şekil 2.16' da, f.c.c. yapının $[1\bar{2}1]$ doğrultusundaki kayma vektörü ve Shockley kısmi dislokasyonlarının meydana gelişi gösterilmektedir. $a_\gamma/2\langle 110 \rangle_\gamma$ doğrultularındaki tam dislokasyonlar, ikizlenme sınırında $a_\gamma/6\langle 112 \rangle_\gamma$ doğrultularında Shockley kısmi dislokasyonlarına ayrılır. $a_\gamma/2[110]$ doğrultusundaki dislokasyon iki kısma ayrılarak

$$\frac{a}{2}[110] = \frac{a}{6}[211] + \frac{a}{6}[1\bar{2}1]$$

şeklinde yazılabilir^(28,62). A_s dönüşüm sıcaklığında h.c.p.→f.c.c. geri dönüşüm meydana gelirken h.c.p. yapının $[\bar{1}2\bar{1}0]$ temel doğrultusu

$$\frac{1}{3}[\bar{1}2\bar{1}0] \rightarrow \frac{1}{3}[01\bar{1}0] + \frac{1}{3}[\bar{1}100]$$

şeklinde ikiye ayrılır.

Bir çok alaşımda M_s sıcaklığına bağlı olarak yığılma kusuru enerjisinin pozitiften negatife değişmesi dönüşüm için yeterlidir. Bunla birlikte bu tip dönüşüm, ne yüksek yığılma hatasının enerjisinden ne de termoelastik etkiden meydana gelir ve bunun için alternatif bir yol olarak, dislokasyon korlarındaki değişiklikler ile martensite çekirdeklenmesi oluşabileceği düşünülür. Yalnızca dislokasyon korundaki değişiklikler temel alındığında, ikizlenme türü martensite'yi anlamak oldukça zordur⁽²⁸⁾.

Yapılan araştırmalar dislokasyonların etkisinin sadece çekirdeklenme aşaması ile sınırlı kalmadığını göstermektedir. Martensite kristallerin büyüme aşamasında, daha önce oluşan çekirdek üç boyutta genişleyerek ürün fazı oluştururken dislokasyonlar bu oluşum doğrultusuna göre bazen kolaylaştırıcı bazen de engelleyici etki yaparlar. Yani austenite kristal içerisinde, homojen bir martensite oluşumu beklenemez. Dislokasyon türü yapı bozukluklarının bulunduğu bölgeler, çekirdeklenme için daha küçük bir aktivasyon enerjisi gerektireceğinden, çekirdeklenmenin bu bölgelerde oluşması beklenir. Ayrıca dönüşüm sırasında oluşan çekirdeklenmeler dislokasyonların zorlanma enerjilerini küçültmeleri nedeni ile martensite çekirdeği oluşturacak olan atomlar dislokasyonlar tarafından çekilerek çekirdek oluşumunu kolaylaştırabilir. Böylece çekirdekler daha çok dislokasyon çizgileri boyunca ortaya çıkarlar⁽¹⁰⁾.

2.2.2. Yığılma Kusurları

F.c.c. kristal yapıda, $\{111\}_\gamma$ kayma düzlemlerinde tam dislokasyonun Burgers vektörü $a_\gamma/2 \langle 110 \rangle_\gamma$ doğrultusundadır. F.c.c. yapıda en kısa örgü vektörü $a_\gamma/2 [110]_\gamma$ olduğundan, kayma doğrultusu da $\langle 110 \rangle_\gamma$ olur. Tam bir dislokasyon kayma düzleminde her biri bu dislokasyonunkinden daha küçük Burgers vektörlü iki dislokasyona ayrılabilir. Dislokasyonların ikiye ayrılması ile meydana gelen bozulmuş bölge, $\{111\}_\gamma$ düzlemlerinin yığılma sıralanmalarındaki bir kusurdur ve bu kusur atomların birbirlerine göre komşuluklarını değiştirmez^(10,28,60,62).

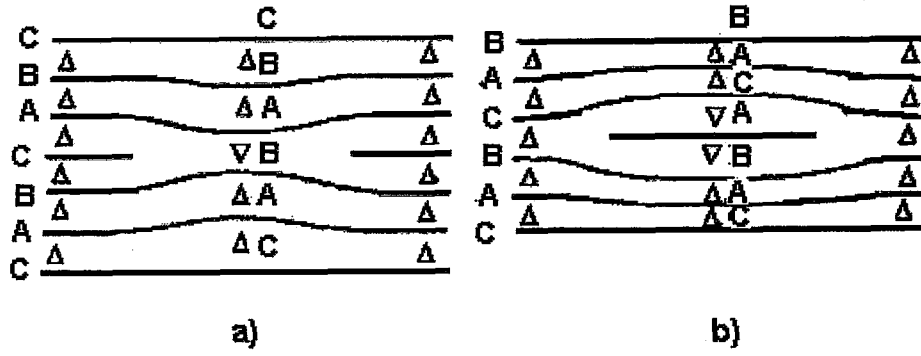
Çizelge 2.1. F.c.c. ve h.c.p. kristal yapıların tam ve Shockley kısmi dislokasyonları

Bravais Örgü	Dislokasyon türü	Burgers vektörü
f.c.c.	Tam	$a_\gamma / 2 \langle 110 \rangle$
	Shockley	$a_\gamma / 6 \langle 112 \rangle$
h.c.p.	Tam	$a_\epsilon / 3 \langle \bar{1}210 \rangle$
	Shockley	$a_\epsilon / 3 \langle 0\bar{1}10 \rangle$

Çizelge 2.1'de f.c.c. ve h.c.p. kristal yapıların tam ve Shockley kısmi dislokasyonları verilmiştir. Özellikle ϵ türü martensite oluşumunda dislokasyonların kristalografik özellikleri ve tam dislokasyonların Shockley kısmi dislokasyonuna ayrılması çok önemlidir. Austenite fazın negatif yığılma

kusuru enerjisi, ürün faz olan ϵ martensite'nin çekirdeklenmesi ve büyümesi için gerekli olan sürücü kuvveti sağlar. Austenite–martensite ara yüzeyinde Shockley kısmi dislokasyonlarının gözlenmesi, dönüşüm sıcaklığı aralığında tam dislokasyonların Shockley kısmi dislokasyonlarına ayrıldığı bir kanıttır^(4,28,60).

Genel olarak yığılma kusurları, bir kristal yapı içerisindeki atomik düzlemlerin yığılma sıralanışlarında meydana gelen düzensizlikler olarak tanımlanabilir. Daha önce de vurgulandığı gibi benzer atom düzlemlerinin art arda sıralanması ile kusursuz örgüler meydana gelir. Yığılma hatası yüzey kusurudur ve kristalin belirli bölgelerindeki art arda dizilişin bozulması ile meydana gelir. Yığılma kusurları yüz merkezli veya hacim merkezli kübik yapılarda ABABAB... şeklinde art arda düzlemlerin sıralanması beklenmez. Çünkü bir A düzleminin arkasından hemen bir B katmanı geldiği için başka bir alternatif konum yoktur. Bununla birlikte sıkı paket örgülerdeki ABCABC... şeklinde olan yığılmalar da iki olası durum vardır. Bir sıkı paket düzlemdeki atomlar pozisyon veya geometrik olarak bir A katmanından sonra B veya C katmanının gelmesi olasıdır ve burada başka bir alternatif yoktur. Yüz merkezli kübik yapıda üç tip yığılma hatası olması mümkündür. Bunlar içsel (intrinsic), dışsal (extrinsic) ve ikizlenme türü yığılma kusurlarıdır^(10,52,63). Şekil 2.17.a'da C plakasının kırılarak ortadan çıkması ile düzen bozulmuştur. Şekil 2.17.b'de A plakası B ve C düzlemi arasına girmiştir.

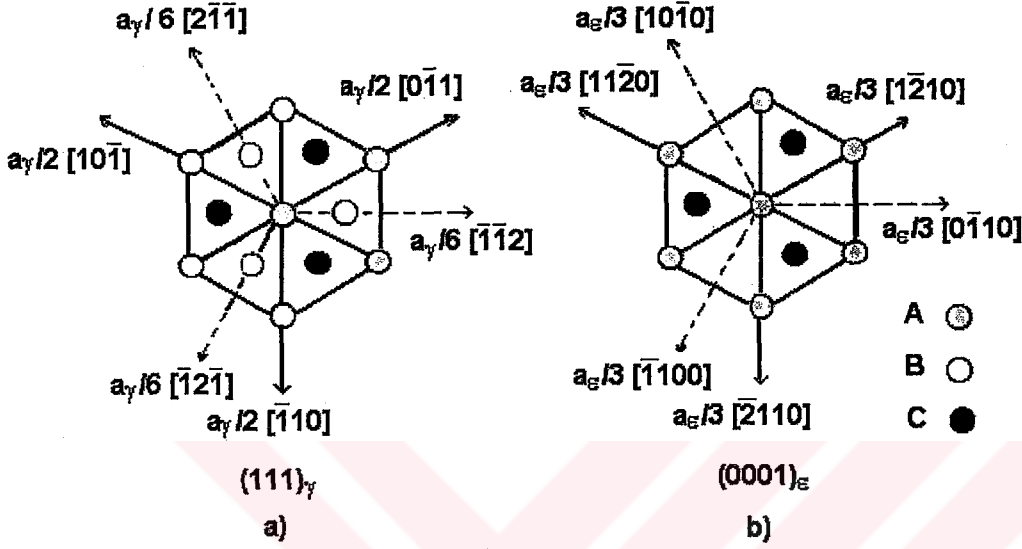


Şekil 2.17. F.c.c. yapıda yığılma kusurları. Normal yığılma (111) düzleminde ABCABC... şeklinde gösterilir. Normal yönelimli düzlemler Δ ile ve yönelimi hatalı olan düzlemler ise ∇ ile birbirinden ayrılmıştır
a) İçsel (intrinsic) yığılma kusurları, **b)** Dışsal (extrinsic) yığılma kusurları⁽⁵²⁾

2.2.2.1. F.c.c. Yapıda Meydana Gelen Yığılma Kusurları

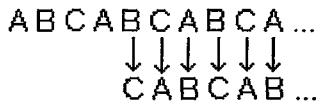
F.c.c. kristalinde $\{111\}_\gamma$ düzlemleri kayma ve ikizlenme düzlemleridir. Böyle bir kristalde $\{111\}_\gamma$ düzlemlerinde oluşabilecek kayma veya ikizlenme kesmesinin neden olacağı bozulma, normal yığın sıralanışında bir yığılma kusuru ortaya çıkarır. Daha önce de belirtildiği gibi f.c.c. yapıdaki düşük enerjili yığılma kusurları, $\{111\}_\gamma$ düzlemlerindeki kesme mekanizması ile meydana gelir. Şekil 2.18'de f.c.c. yapının $(111)_\gamma$ ve h.c.p. yapının $(0001)_\epsilon$ projeksiyonlarında yer alan atomların konumlarını ve bu konumlardan geçen tam ve Shockley kısmi dislokasyonlarının Burgers vektörlerini gösterilmektedir. Buna göre; B düzlemi ile bu düzlemin üzerindeki tüm düzlemler, f.c.c. yapının sıkı paketlenmiş $\{111\}$ düzlemindeki $a_\gamma/2[0\bar{1}1]_\gamma$ tam dislokasyonunun ikiye ayrılması ile ortaya çıkan $a_\gamma/6[\bar{1}\bar{1}2]_\gamma$ ve $a_\gamma/6[1\bar{2}1]_\gamma$ kısmi dislokasyonlarından, $a_\gamma/6[\bar{1}\bar{1}2]_\gamma$ parçası ile yer değiştirirse; B düzlemindeki

atomlar C düzlemindeki atomların konumlarına gelir ve bu düzlem doğrultusundaki tüm atomlar bu yer değiştirmeden etkilendikleri için konumlarını değiştirirler^(5,6,62).



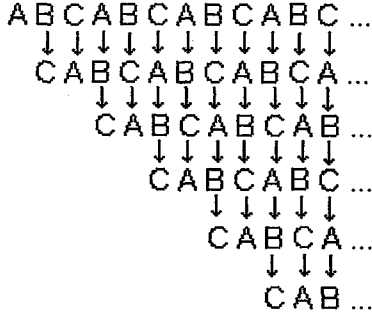
Şekil 2.18. a) f.c.c yapının tam ve Shockley kısmi dislokasyonları, b) h.c.p. yapının tam ve Shockley kısmi dislokasyonları⁽⁶⁰⁾

Anlatılan yer değiştirme oklarla gösterilirse;



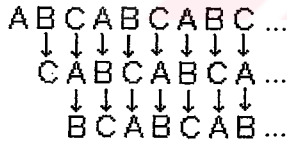
şeklinde ortaya konulabilir. Sonuçta ABCACABCABC... sıralaması oluşur ve şematik olarak Şekil 2.19.b'de verilmiştir. Bu da bir içsel yığılma kusuruna karşılık gelir. Bu tür bir kusur aradan bir düzlemin çıkarılması ile oluşur. Bu şemada verilen yığılma kusuru h.c.p. kristal yapının özü yani çekirdeğidir. İçsel yığılma kusurlarının üst üste gelmesi ile h.c.p. yapıyı oluşturur. Bu

oluşum $a/6 [\bar{1}\bar{1}2]_y$ Burgers vektörlü Shockley kısmi dislokasyonunun ikinci bir sıkı paket düzleme geçişi ile olur. Hacimsel h.c.p. yapının oluşumu şematik olarak şu



şekilde verilir. Sonuçta ABCACACA... sıralaması ortaya çıkar.

Dışsal yığılma kusuru, $a/6 [\bar{1}\bar{1}2]_y$ Shockley kısmi dislokasyonunun Burgers vektörü art arda iki düzleme sırası ile uygulanırsa; önce A düzlemi üzerindeki B düzlemi ve bunun üzerindeki tüm düzlemler bu vektörle yer değiştirirler ve sonuçta ABCACABCABC... sıralaması elde edilir. Daha sonra bu sıralanışta üçüncü A düzlemi ve bu düzlem üzerindeki tüm düzlemler Shockley kısmi dislokasyonu kadar yer değiştirirler ve şematik olarak

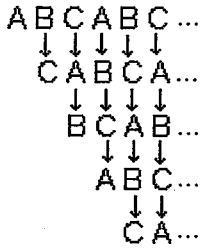


gösterilebilir ve sonuçta ABCACBABC... sıralaması elde edilir (Şekil 2.19.c).

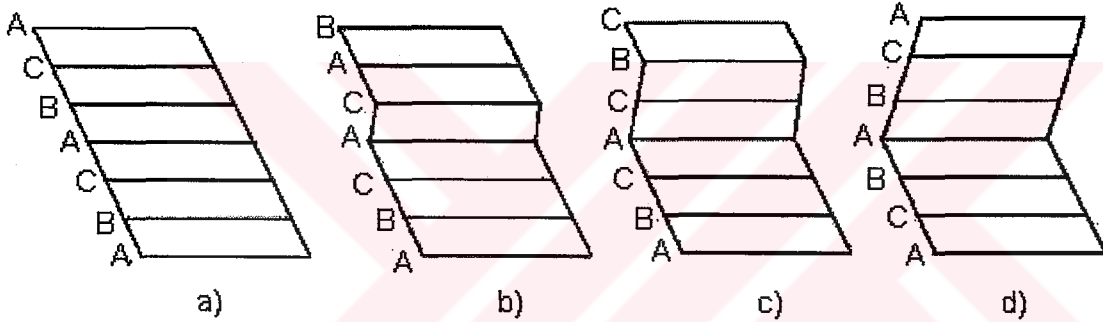
Böyle bir oluşum dışsal bir yığılma kusuru olup, bitişik düzlemlerin iki içsel kusuruna denktir. Dışsal kusur sıkı paketlenmiş iki düzlem arasına bir düzlem sokulması ile de oluşur.

F.c.c. kristal yapıda oluşan bir başka yığılma kusuru da ikizlenme kusurudur. F.c.c. yapıda art arda gelen $\{111\}_y$ düzlemlerin $a/6 [\bar{1}\bar{1}2]_y$ Shockley kısmi dislokasyonunun Burgers vektörü ile yer değiştirmesi sonucu

ortaya çıkar. Bunun sonucu olarak bir dışsal kusur ikizlenme çekirdeği olarak düşünülebilir^(10,60,62,64). Şematik olarak ikizlenme kusuru



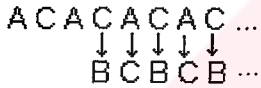
şeklinde ortaya çıkar ve ABCABCACBACB... şeklinde bir sıralama oluşur (Şekil 2.19.d). Ortaya çıkan ikizlenmenin yönlenmesi $\{111\}_\gamma$ düzleminde 180° lik dönmeye karşılık gelir. A düzlemine göre ayna simetrisine sahiptir⁽⁶⁴⁾.



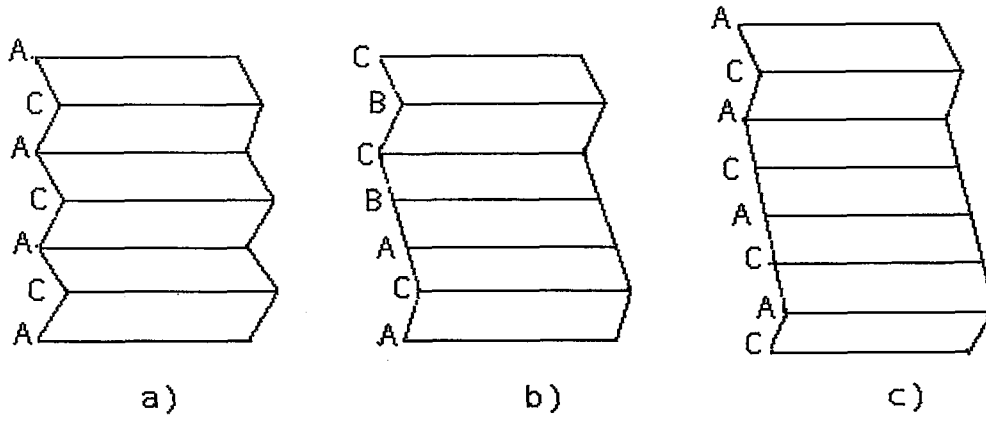
Şekil 2.19. a) f.c.c. yapının sıkı paketlenme düzleminin şematik gösterimi, b) f.c.c. yapının ikinci B düzleminde geçen Shockley kısmi dislokasyonunun oluşturduğu içsel yığılma kusuru, c) f.c.c. yapının ikinci B ve C düzlemlerinden Shockley kısmi dislokasyonunun geçişi ile oluşan dışsal yığılma kusuru, d) f.c.c. yapının ikinci B düzlemi ve bu düzlem üzerindeki tüm düzlemlerden Shockley kısmi dislokasyonunun geçişi ile oluşan ikizlenme kusuru⁽⁶²⁾

2.2.2.2. H.c.p. Yapıda Meydana Gelen Yığılma Kusurları

Hekzagonal kristal yapıda sıkı paketlenmiş düzlemlerin yığılma sırası ACACAC... şeklindedir. Bu atomik düzlemlerin sıralanışında değişik yığılma kusurları meydana gelir. H.c.p. yapıda da f.c.c. yapıdakine benzer şekilde içsel ve dışsal olmak üzere iki tür yığılma kusuru meydana gelir. Şekil 2.18.b' de h.c.p. kristal yapısındaki $a_e/3 [11\bar{2}0]_e$ tam dislokasyonunun ikiye ayrılması ile $a_e/3[01\bar{1}0]_e$ ve $a_e/3[10\bar{1}0]_e$ Shockley kısmi dislokasyonları oluşur. ACACAC... sıralamasındaki kristalin A tabakası üzerindeki C tabakası ve bunun üzerindeki tüm düzlemlerin $a_e/3[01\bar{1}0]_e$ vektörü ile yer değiştirmesi sonucu oluşur. Böylelikle A konumundaki atomlar C konumuna geçerler ve bunun üzerinde yer alan düzlemlerdeki atomlar da bu vektörlerle yer değiştirirler. Böylece A→C, C→B ve B→A şeklinde konumlar arası geçişler olur. Şematik olarak



şekilde gösterilir ve sonuçta; ACABCBC... sıralaması elde edilir (Şekil 2.20.b). Aynı tür yığılma kusuru; aradan bir düzlemin çıkarılması sonucu atomik düzlemlerin uygun bir vektörle yer değiştirmesi sonucunda da oluşabilir. h.c.p. yapıda meydana gelen kusurlar sonucunda f.c.c. yapının çekirdeği ortaya çıkar.



Şekil 2.20. a) h.c.p. yapının sıkı paketlenme düzlemlerinin şematik gösterimi, b) h.c.p. yapının ikincil C düzleminde Shockley kısmi dislokasyonunun geçişi ile oluşan içsel yığılma kusuru, c) h.c.p. yapının ikinci A-C düzlemleri arasında B düzleminin girmesi ile oluşan dışsal yığılma kusuru

H.c.p. yapıda bir başka yığılma kusuru da düzlemlerin ACABCAC... şeklinde sıralanması ile meydana gelir. Bu şekilde meydana gelmiş yığılma kusuruna dışsal yığılma kusuru denir. Böyle bir oluşum h.c.p. yapıdaki A ile C düzlemleri arasında B düzleminin girmesi ile meydana gelir (Şekil 2.20.c)^(60,62).

2.3. F.c.c. Kristal Yapıdan H.c.p. Yapının Oluşumu

F.c.c ve h.c.p. kristal yapıların ortak özelliği sıkı paketlenmiş düzlemlerden oluşmasıdır. Bu yapılar arasındaki tek fark, sıkı paketlenmiş düzlemlerin yığılma sırasıdır. Bu nedenle bir yapıdan diğerine geçiş sıkı paketlenmiş düzlemlerin yığılma sıralanışlarında oluşturulacak olan düzenli bir kusurla gerçekleşir. Bu iki yapı arasındaki dönme bağıntıları dikkate

alındığında, sıkı paketlenmiş düzlem ve doğrultular bir birine paralel olacak şekilde ortaya çıkarlar. F.c.c. yapının sıkı paket düzlemleri $\{111\}_\gamma$ düzlemleridir ve bu nedenle f.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya martensite faz dönüşümü $\{111\}_\gamma$ düzleminde meydana gelen $\langle 112 \rangle_\gamma$ doğrultulu kesmeler ile açıklanır^(5,20). Bu kesmeler ile oluşan Shockley kısmi dislokasyonlarının Burgers vektörleri ile gösterimi Şekil 2.18'de de verilmiştir.

F.c.c. kristal yapıdan h.c.p. yapıya dönüşme olayında, atomik tabakaların bir biri üzerinden ne kadar kayacağı ve bu kayma miktarının Shockley paraçal dislokasyonu ile ilişkisini gösterebilmek için Şekli 2.18.a'da ki gösterimi göz önüne alalım. $[111]_\gamma$ doğrultusunda yönelmiş f.c.c. kristalinde özdeş iki A tabakası arasındaki uzaklık, f.c.c. yapının en uzak köşegen uzaklığına eşit olup $\sqrt{3} a_\gamma$ kadardır ve ardışık $\{111\}_\gamma$ düzlemleri arasındaki uzaklıklar birbirine eşittir. F.c.c. kristalin $(1\bar{1}0)$ projeksiyonunda $[111]_\gamma$ doğrultusunda A-C düzlemleri arasındaki dik uzaklık $\sqrt{3} a_\gamma$ uzunluğunun 2/3 katı olup, $a_\gamma 2/\sqrt{3}$ büyüklüğündedir. Diğer taraftan f.c.c. kristalinin $(111)_\gamma$ düzlemleri üzerinde sıkı paketlenmiş atomlar arasındaki en yakın uzaklık $a_\gamma/\sqrt{2}$ kadardır. F.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşümün gerçekleşmesi için, sıkı paketlenmiş düzlemler üzerindeki atomların konumlarını B→C, C→A ve A→B şeklinde yer değiştirmeleri gerekmektedir. Bu yer değiştirme miktarları birbirine eşit olup, f.c.c. yapının (111) projeksiyonundaki eşkenar üçgenler dikkate alındığında $a_\gamma/\sqrt{6}$ büyüklüğünde olduğu sonucuna varılır. F.c.c. yapının sıkı paketlenmiş ilk B düzlemi ve bunun üzerindeki tüm düzlemlerin $[\bar{1}\bar{1}2]_\gamma$ doğrultusunda $a_\gamma/\sqrt{6}$ büyüklüğünde yer değiştirmesi ile h.c.p. yapının

embriyosu oluşur⁽²⁾. Şekil 2.14.a'daki gösterim dikkate alındığında şematik olarak ortaya konulan dönüşüm mekanizması yardımı ile bazı gerekli kristalografik büyüklükler de bulunabilir. Tek bir kesme doğrultusu dikkate alındığında f.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya martensitik dönüşümdeki inhomojen kesme büyüklüğü $\tau = \text{tg}(19.5^\circ) \cong 0.353$ kadardır. Bu kesme miktarı, f.c.c. yapıdan b.c.c. martensite yapıya dönüşüm için gerekli olan kesme değerinden daha büyüktür⁽⁵⁾.

F.c.c. yapının $(111)_\gamma$ düzleminde meydana gelen üç farklı kesme doğrultusu vardır ve bunlardan biri dikkate alınarak f.c.c.→h.c.p. dönüşümünde oluşan ε tabakası açıklanmıştır. Diğer iki kesme doğrultusunda yine aynı düzlemde ince ε martensite tabakası oluşur. Isısal etkenlerle (thermally induced) ε martensite oluşumunda söz konusu üç doğrultudan herhangi birisi tercih sebebi olmayacağından aynı alışım düzlemine sahip üç ince ε martensite tabakası oluşabilecektir. Elektron mikroskop çalışmalarında gözlenen ε bantları yukarıda belirtilen farklı üç kesme doğrultulu ε tabakalarını içerir. Üç farklı doğrultuda oluşan zorlanmaların birbirini yok etmesi nedeni ile dönüşüm bölgesindeki toplam şekil zorlanması hemen hemen sıfırdır⁽⁵⁾. Termal etki ile gerçekleşen dönüşüm olayında kristalin ilk haline dönmesi için f.c.c.→h.c.p. dönüşümünü ortaya çıkaran Shockley kısmi dislokasyonlarının aynı sıra ile tersinir hareket etmesi gerekir. Bu özel durum mümkün olmayacağından şekil hatırlatma olayı gözlenmez. Zor etkisi ile meydana gelen ε martensite oluşumunda ise seçilmiş tek bir kesme doğrultusunda f.c.c. kristal yapıdan h.c.p. yapıya dönüşüm gerçekleşebilir. Tek bir kesme doğrultusunda dönüşüm meydana

geldiği için kesme deformasyonu oluşur ve kesme bölgesinde zorlanma oluşur. Bu şekilde tek bir doğrultudaki Shockley kısmi dislokasyonlarının geçişi ile ϵ martensite bantları ortaya çıkar^(9,65).

Dönüşüm olayının aşamaları incelendiğinde olayı iki aşamada ele almanın uygun olduğu anlaşılır. Bunlar birincil ϵ varyasyonları ve ikincil ϵ varyasyonları olarak isimlendirilir^(20,51). F.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya martensite faz dönüşümünde, austenite fazdan doğrudan basit bir kesme mekanizması ile elde edilen martensite faz (ϵ) birincil varyasyonu oluşturur. İkincil varyasyonlar ise; f.c.c. kristal yapıdan h.c.p. kristal yapıya martensitik dönüşüm olayında, ana faz homojen iki kesme mekanizması ile yeni bir ana faza dönüşür. Yeni oluşan ana fazdan Shockley kısmi dislokasyonlarının geçişi ile oluşan ϵ türü martensite yapılar, ikincil ϵ varyasyonlar olarak isimlendirilir. İkincil ϵ varyasyonlar genelde birincil ϵ varyasyonların kesişmeleri ile veya bunların kesişme sistemleri ile ilişkilidir⁽⁵¹⁾.

2.4. Deneysel Materyal ve Yöntem

2.4.1. Numunelerin Hazırlanması

Deneysel çalışmalarda incelenen numune % 99,9 saflıkta toz halinde bulunan Fe, Mn, Si, Cr ve Ni elementlerinin kullanılması ile Almanya'daki Hauner Metallische Werkstoffe laboratuvarlarında hazırlandı. Alaşımın kompozisyonu IXRF sistemi kullanılarak EDS (electron dispersion spectroscopy) tekniği ile Fe-12,526Mn-5,349Si-8,949Cr-3,380Ni (% ağırlık) olarak tespit edildi.

15x20x100 mm³ boyutundaki alaşım termal ve zor deneyleri için uygun boyutlarda elmas kesici ile kesildi. Isıl işlem sırasında malzemedeki oksitlenmeyi önlemek için kesilen parçalar yüksek sıcaklıklara dayanıklı cam tüplere konuldu.

Fe-12,526Mn-5,349Si-8,949Cr-3,380Ni (% ağırlık) alaşımında martensitik faz dönüşümü üzerine termal etkiyi incelemek için, yapılan ısıl işlemlere göre numuneler iki grupta ele alındı. Birinci grup numuneler, 1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat homojenleştirilerek farklı hızda soğutma işlemine tabi tutuldular. Bu gruptaki soğutma şekli yavaş ve hızlı soğutma olarak seçildi. Yavaş soğutma için numune tavlama sıcaklığında fırında soğutmaya bırakıldı. Hızlı soğutma için numune tavlama sıcaklığından alınarak oda sıcaklığındaki suya atıldı. İkinci gruptaki numuneler ise 1050 °C sıcaklıkta çeşitli sürelerde ısıl işlemlere tabi tutuldu ve bu sıcaklıktan alınarak oda sıcaklığındaki suya atıldı. Yapılan bu ısıl işlemler Çizelge 2.2'de verildi.

Çizelge 2.2. Numuneye uygulanan ısıt işlemler

Grup	Tavlama sıcaklığı	Tavlama süresi	Soğutma şekli
1	1050 °C	1,5 saat	Yavaş(fırında)
	1050 °C	1,5 saat	Hızlı(suda)
2	1050 °C	1,5 saat	Hızlı(suda)
	1050 °C	4 saat	Hızlı(suda)
	1050 °C	8 saat	Hızlı(suda)

Zor-etkili martensite faz dönüşümlerini incelemek için ise numuneler elmas bıçaklı uygun kesicilerle 4x4x8 mm³ boyutlarında dikdörtgen prizması şeklinde kesildi. Instron sıkıştırma ve çekme test makinesi yardımı ile oda sıcaklığında dakikada 200 µm hızla sıkıştırılarak %4 ve %25 oranlarında plastik deformasyona uğratıldılar.

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

Taramalı elektron mikroskobu ile yapılacak yüzey gözlemleri için ısıt işlemlere tabi tutulan ve plastik deformasyona uğratılan numuneler, değişik kalınlıktaki su zımparaları ile silinerek bunların yüzeylerindeki pürüzler ve kalın çizgiler ortadan kaldırıldı. Daha sonra ise parlatma aleti kullanılarak 6, 3

ve 1 mikronluk elmas pastalarla numune yüzeyleri parlatıldı. Mekanik olarak parlatılan yüzeyler asetikgliseriya (3 birim hidroklorik asit + 2 birim gliserin + 1 birim nitrik asit) karışımından oluşan çözelti içerisinde oda sıcaklığında 30–60 sn aralığında bekletilerek dağıldı. Numunelerin yüzeylerinde oluşan makro yapı karakteristikleri Jeol 5600 yüzey taramalı elektron mikroskobu kullanılarak incelendi.

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

Geçirmeli elektron mikroskobu incelemeleri için termal ve mekanik etkilere maruz bırakılmış numuneler elmas kesici ile yaklaşık 1 mm kalınlığında kesildi. Kesilen bu numuneler korozyon kesici (spark-cutter) kullanılarak 3 mm çapında silindir şekline getirildi. Kesilen parçalar grit yardımı ile sırasıyla 600, 800 ve 1200 inceliklerde olan su zımparaları kullanılarak 50–80 mikrometreye kadar inceltildi. 50–80 µm kalınlığa kadar inceltilen numuneler asit karışımı (%5 hidroflorik + %30 su + %65 Hidrojenperoksit) ile oda sıcaklığında yaklaşık 10 sn kimyasal inceltmeye tabi tutuldu. Elde edilen numuneler son olarak ikili asit-jeti (double-jet method) kullanılarak 10 °C sıcaklıkta %8 perklorik asit + %92 asetik asit karışımında, 20 V (DC) ve 68–76 µA akım kullanılarak Struers–Tenupol 3 sistemi ile inceltme ve parlatma işlemi yapıldı. Elektron ışınının geçebileceği kadar ince deliğe sahip bu numuneler 300 kV hızlandırma gerilimine sahip Jeol 3010 geçirmeli elektron mikroskobu ile incelendi. İncelemeler için Geçirmeli Elektron Mikroskobunun standart numune tutucusu kullanıldı.

Geçirmeli Elektron Mikroskopunda yapılan gözlemlerde “aydınlık alan” (bright field) ve “karanlık alan” (dark field) yöntemleri ile austenite ve martensite fazlara ait görüntüler elde edildi. Küçük martensite hacimlerinden kristalografik verileri elde edebilmek için geçirmeli elektron mikroskopunun “kırınım” (diffraction) modundan yararlanıldı.

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

Bu deney için homojenleştirme süresinin ve plastik deformasyonun martensite–austenite dönüşüm sıcaklığı üzerindeki etkisini incelemek amacı ile uygun numuneler seçildi. Bu numunelerden öğelenerek küçük toz parçacıkları haline getirilen 10 miligram kütleyle sahip örnekler DSC ölçümleri için kullanıldı. Bu ölçümlerde ısıtma hızı 5°C/dakika olarak alınmıştır. DSC ölçümleri ile ısı akışı–sıcaklık (heat flow–temperature) eğrileri çizildi.

3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

3.1. Termal Etkili Martensitik Dönüşümler

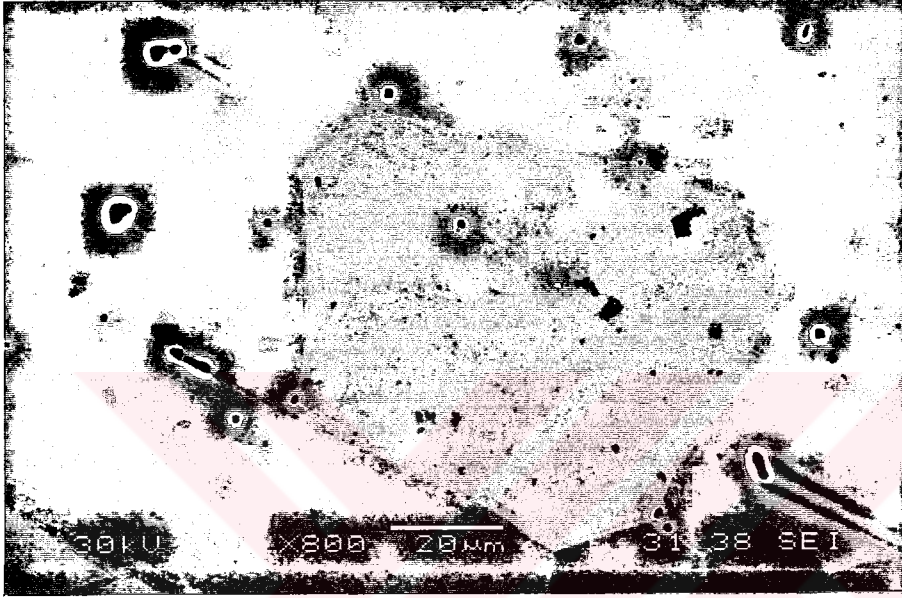
3.1.1. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün Taramalı Elektron

Mikroskobu (SEM) İle İncelenmesi

Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında, termal etki ile oluşan austenite ve martensite fazların yüzey incelemeleri Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile yapıldı. Yüzey incelemelerinde Çizelge 2.2'de verilen numuneler kullanıldı.

Numuneler yavaş soğutma (fırında soğutma) işleminde 1050 °C'de 1,5 saat ısıtılma tabii tutuldu ve fırın içinde oda sıcaklığına kadar soğutuldu. Bu ısıtılma işlemi sonucunda alaşımın yüzey incelemesinden austenite fazda kaldığı ve numunede tanelerin (grains) oluştuğu gözlemlendi (Şekil 3.1). Askeland⁽⁶⁶⁾ yavaş soğutma sonucu gözlenen bu tanelerin içindeki atom dizilimlerinin özdeş olduğunu ve oluşan bu tanelerin her birinde atomların dizilme yönelimlerinin farklı olduğunu belirtmiştir. Tane sınırları genelde safsızlık atomları, atomlar arası boşluklar ve dislokasyonlar gibi kusurlar içerdiği için tane içlerinde olduğu gibi özdeş atom dizilimlerinden söz edilemez⁽²⁾. Austenite faza ait olan tanelerin boyutları homojenleştirme süresine, sıcaklığına ve soğutma şekline bağlı olarak değişir. Özellikle Fe bazlı alaşımlarda, homojenleştirme süresi ve sıcaklığının artması ile tane boyutunun arttığı gözlemlenmiştir^(67,68). Yine Fe bazlı alaşımlarda hızlı soğutma ile elde edilen tanelerin boyutunun yavaş soğutma ile elde edilen tane

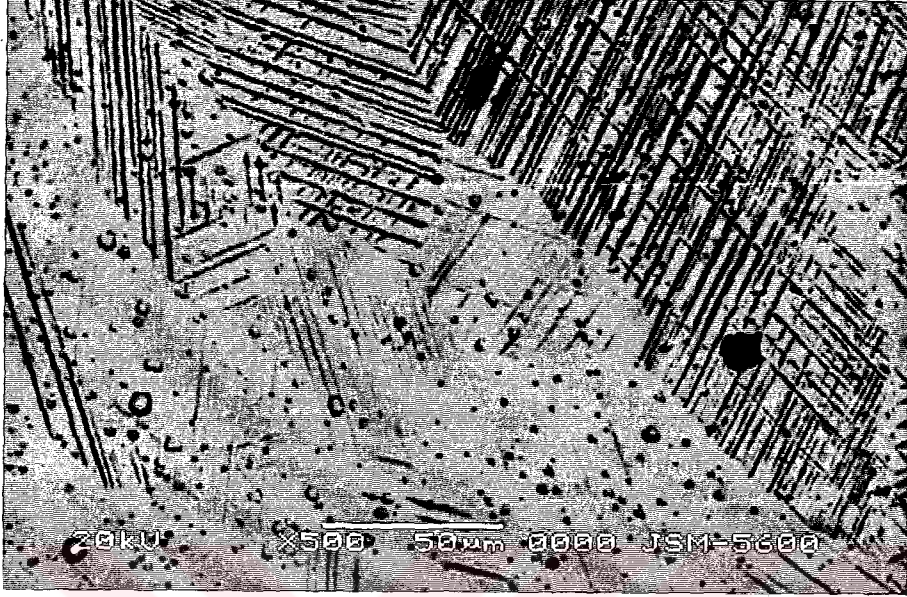
boyutundan daha küçük olduğu gözlenmiştir^(2,8,15). Şekil 3.1'de görüldüğü gibi yavaş soğutmaya tabi tutulan numunede yaklaşık olarak 40–100 µm büyüklüğünde austenite faza ait taneler oluşmuştur. Yavaş soğutma ile elde edilen bu tanelerin şekli ve büyüklükleri literatür ile uyum içindedir⁽²⁾.



Şekil 3.1. 1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat homojenleştirilen ve yavaş soğutulan numuneye ait tane yapısı

1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat ısıtılma tabi tutulduktan sonra oda sıcaklığında suya atılarak soğutulan numunenin yüzey görünümü Şekil 3.2' de verildi. Yavaş soğuma ile alaşımda meydana gelen tanelerin içerisinde ε martensite plakalarının oluşmamasına rağmen hızlı soğutma ile numunede oluşan tanelerin içinde birbirine paralel olarak yığılmış ε martensite plakaları gözlemlendi. Numunenin hızlı soğutulması sonucu meydana getirilen sıcaklık

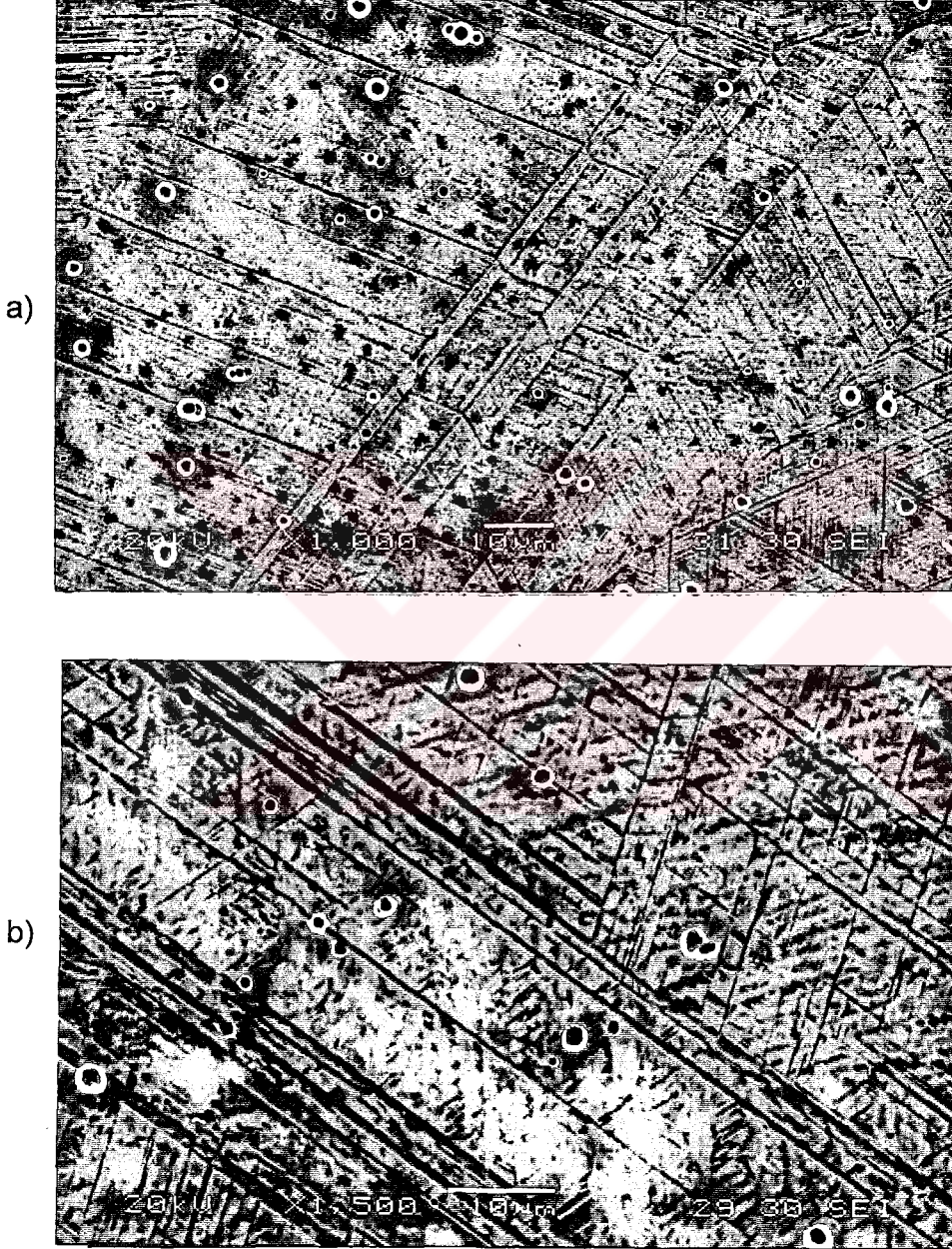
farkı, martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvvetin ortaya çıkmasına sebep olmuştur^(1,32).



Şekil 3.2. 1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat homojenleştirilen ve suda soğutulan numunenin yüzey görünümü

Easterling ve Porter⁽²⁸⁾ tarafından martensite plakalarının büyümesinin tane sınırlarında engellendiği ve martensite çekirdeklerinin sayısının tane boyutuna bir etkisinin olmadığı ama oluşan martensite plakaların şeklinin ve büyüklüğünün tane boyutunun bir fonksiyonu olduğu belirtilmiştir. ϵ martensite plakalarının tane içinde birbirine paralel plakalar şeklinde meydana geldiği daha önceki çalışmalarda ortaya konulmuştur^(14,15,16,68,69). ϵ martensite plakalarının hızlı soğutma sonucunda tane sınırında başladığı ve yine tane sınırında sona erdiği Şekil 3.2' de görülmektedir. Tane sınırları, ϵ martensite plakalarının düzenli bir şekilde sona erdiği bölgeler olarak ortaya

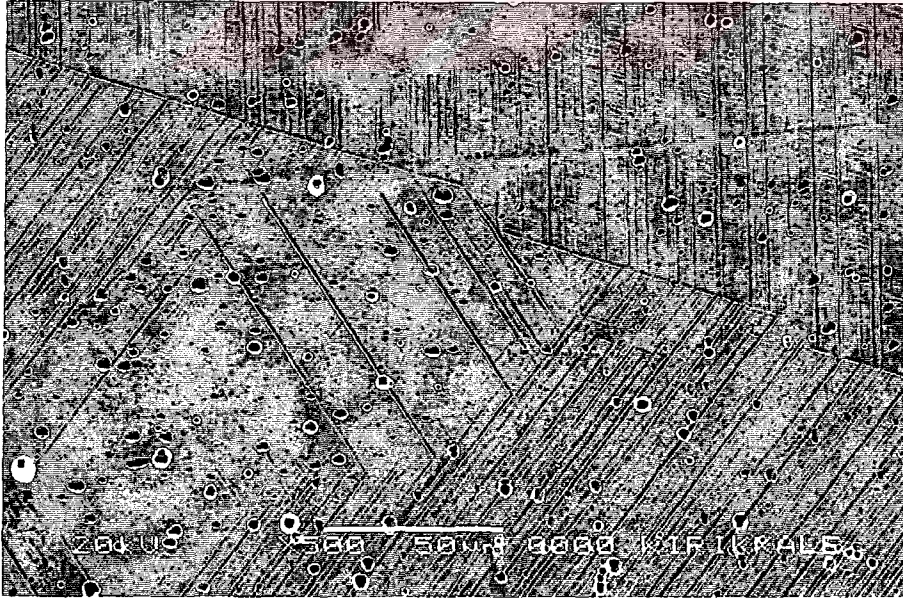
çıkmiştir. Austenite faz içinde bulunan ve ϵ martensite'in çekirdeklenmesini sağlayan kusurların alaşım içinde dağılımı sebebi ile meydana gelen ϵ martensite plakalarının yönelimleri tanelere göre değişmiştir.



Şekil 3.3. Farklı sürelerde homojenleştirilen numunelerde meydana gelen martensite plakalarının yüzey morfolojileri, a) 4 saat, b) 8 saat

Isıl işlem süresinin martensite faz dönüşümüne etkisini yüzey morfolojisinden yararlanarak ortaya koyabilmek için Çizelge 2.2'deki 2. grup numuneler incelendi. Homojenleştirme süresinin artması austenite faz içerisinde bulunan kusurların azalmasına sebep olmuştur. Bunun sonucunda ısıl işlem süresinin artması ile tane boyutlarının büyüdüğü gözlemlendi.

4 ve 8 saatlik ısıl işleme tabi tutulan numunelerde oluşan ϵ martensite plakalarının ince ve çok uzun olduğu gözlemlendi. Meydana gelen bu plakaların 1,5 saatlik homojenleştirme süresinde oluşan ϵ martensite plakalardan daha ince ve uzun oldukları görüldü. Homojenleştirme süresinin artması ile tane içinde farklı yönelimlere sahip ϵ martensite plakalarının oluştuğu gözlemlendi (Şekil 3.4). Özellikle şekil hatırlamalı alaşımlarda aynı tane içinde farklı yönelimlerin ortaya çıktığı bilinmektedir. Faz dönüşümü ile ortaya çıkan şekil değişimini minimuma indirmek için böyle bir oluşumun meydana geldiği ileri sürülmektedir^(2,22,21,68).



Şekil 3.4. 4 saat ısıl işleme tabi tutulan numunede aynı tane içinde meydana gelen farklı yönelimlere sahip martensite plakaları

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

Termal etki ile meydana gelen (self-accommodation) martensite faz dönüşümünde mikro yapıyı gözlemek için Çizelge 2.2' de verilen iki grup numune ele alındı. Birinci grupta fırında yavaş soğutulan ve oda sıcaklığında suya atılarak soğutulan numunelerin mikro yapılarında meydana gelen değişiklikler gözlemlendi. İkinci gruptaki numunelerde ise ısıtma işlem süresinin 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.

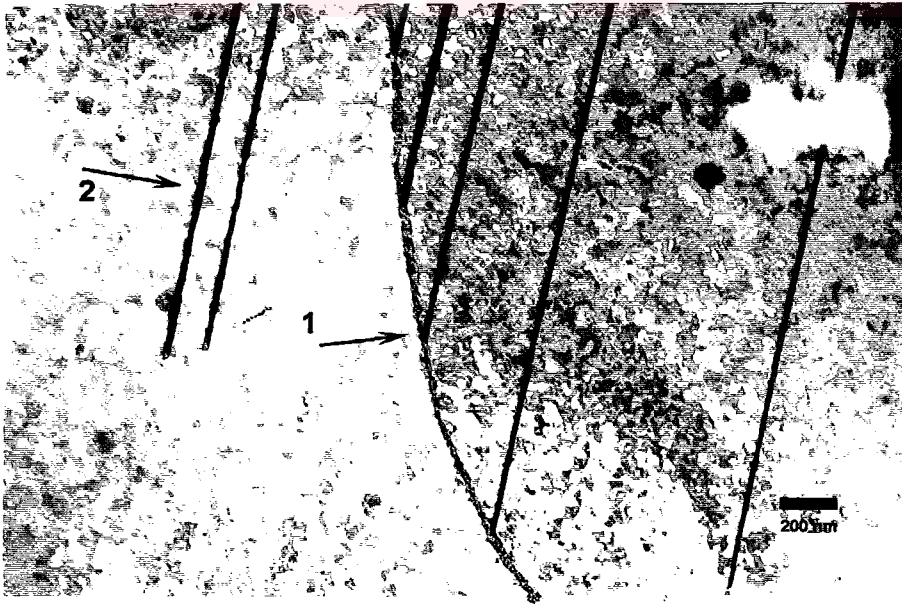
Yavaş soğutulan numunelerin TEM incelemelerinde dislokasyonlar, yığılma kusurları ve ince plakalar şeklinde ϵ martensite yapı gözlemlendi (Şekil 3.5). ϵ martensite plakalarının ve dislokasyonların tane sınırlarındaki görüntüleri elde edildi. Şekil 3.5.a'da 1 nolu ok ile tane sınırı, 2 nolu ok ile de tane sınırından başlayarak oluşan dislokasyonlar gösterildi. Yine aynı şekilde 3 nolu oklar ile işaretlenen bölgelerde, dislokasyonların birleşerek boyları küçük olan yığılma kusurlarını oluşturdukları görülmektedir. Şekil 3.5.b'de ise dislokasyon şebekeleri ve daha uzun yapıda olan yığılma kusurları görülmektedir. Yukarıda belirtilen kristal yapı kusurlarının ana faz içinde yumaklar (tangles) şeklinde oluştuğu ve martensite çekirdeklenmesinin bu dislokasyon yumaklarından kaynaklandığı düşünülmektedir^(10-12,17,60).



Şekil 3.5. Yavaş soğutmaya tabi tutulan numunede a) Dislokasyon ağları,
b) Yığılma kusurları ve dislokasyon ağları

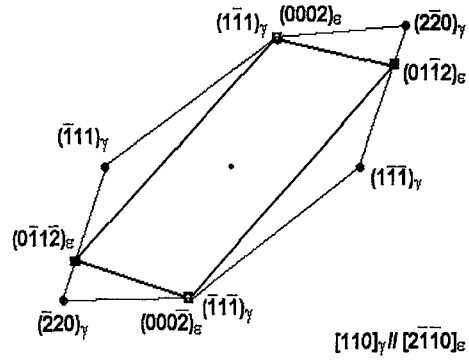
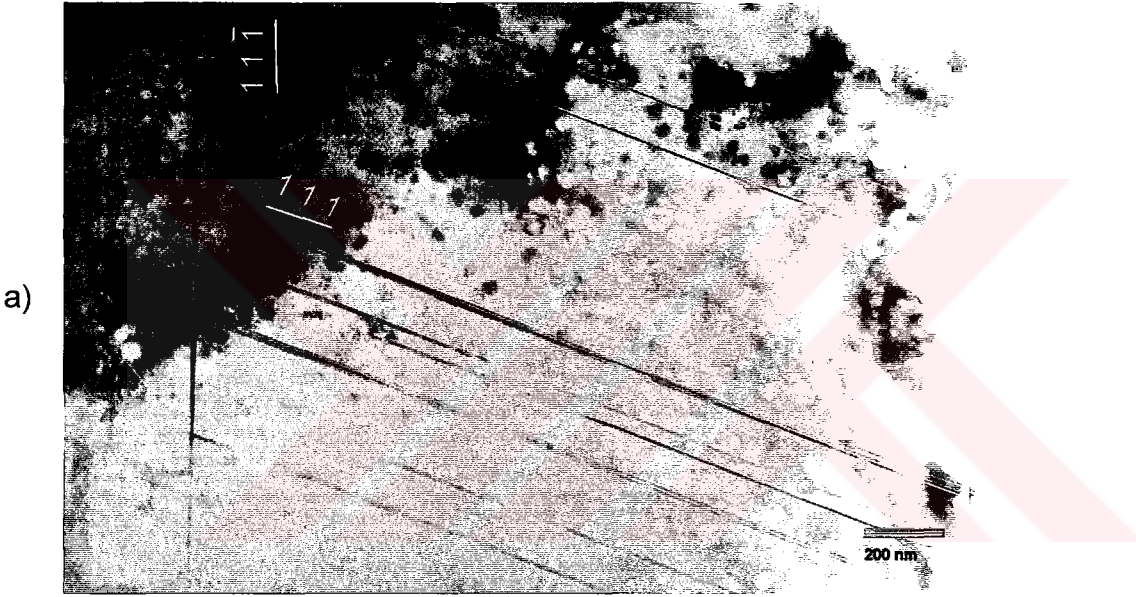
Fırında soğutulan numunenin yüzey incelemelerinde martensite yapının görülmediğini bir önceki bölümde belirtmiştik. Ama aynı numunenin TEM incelemelerinde kalınlıkları çok küçük olan çubuk şekilli ϵ martensite plakalarının oluştuğu gözlemlendi (Şekil 3.6). Meydana gelen bu ϵ martensite

plakalarının yüzey morfolojilerinde olduğu gibi yine tane sınırlarından itibaren oluşarak tane içinde veya tane sınırlarında sona erdiği görüldü. Oluşan ϵ martensite plakalar ana fazdan belirgin ve düzgün bir sınırla ayrılmıştır. Şekil 3.6'da oklarla gösterilen ϵ martensite plakalar, tek başlarına olabilecekleri gibi birbirine paralel bantlar şeklinde de oluşabilirler. Aynı fiziksel koşullar altında oluşan ϵ martensite plakalarının oluşumundaki bu farklılık, austenite fazın iç yapısında yer alan ve ϵ martensite oluşumunda çekirdeklenmeyi ortaya çıkaran dislokasyonların dağılımları ile ilişkilidir^(17,28). Inagaki⁽¹⁸⁾ aynı elementleri içeren fakat farklı kompozisyondaki numunede yapmış olduğu çalışmada, numuneyi tavlama sonrası havada soğutma yaparak ince plakaları oluştuğunu ortaya koymuştur. Bizim çalışmamızda ise fırında soğutma işlemi ile yaklaşık aynı kalınlıkta ϵ martensite plakalar görülmektedir. Bu plakaların kalınlıkları 10–20 nm aralığında olup literatür ile uyum içindedir⁽²³⁾.



Şekil 3.6. Yavaş soğutulan numunede tane sınırlarında oluşan ϵ martensite plakalarının TEM görünümü

Kontrollü soğutma ile ince plakalar şeklinde oluşan martensite yapının aydınlık alan görünümü, kırınım deseni, karanlık alan görünümü ve indislenmiş anahtar diyagramı Şekil 3.7'de verilmiştir. Şekil 3.7.a'da ϵ martensite plakalarının yönelimleri gösterilmektedir. Bu yönelimlerin ana fazın $\{111\}_\gamma$ düzlemleri üzerinde olduğu ve bu düzlemler arasındaki açı ile oluşan martensite plakalar arasındaki açının aynı olduğu görüldü. Bu durum ise literatür ile tam bir uyum içindedir^(21,22).

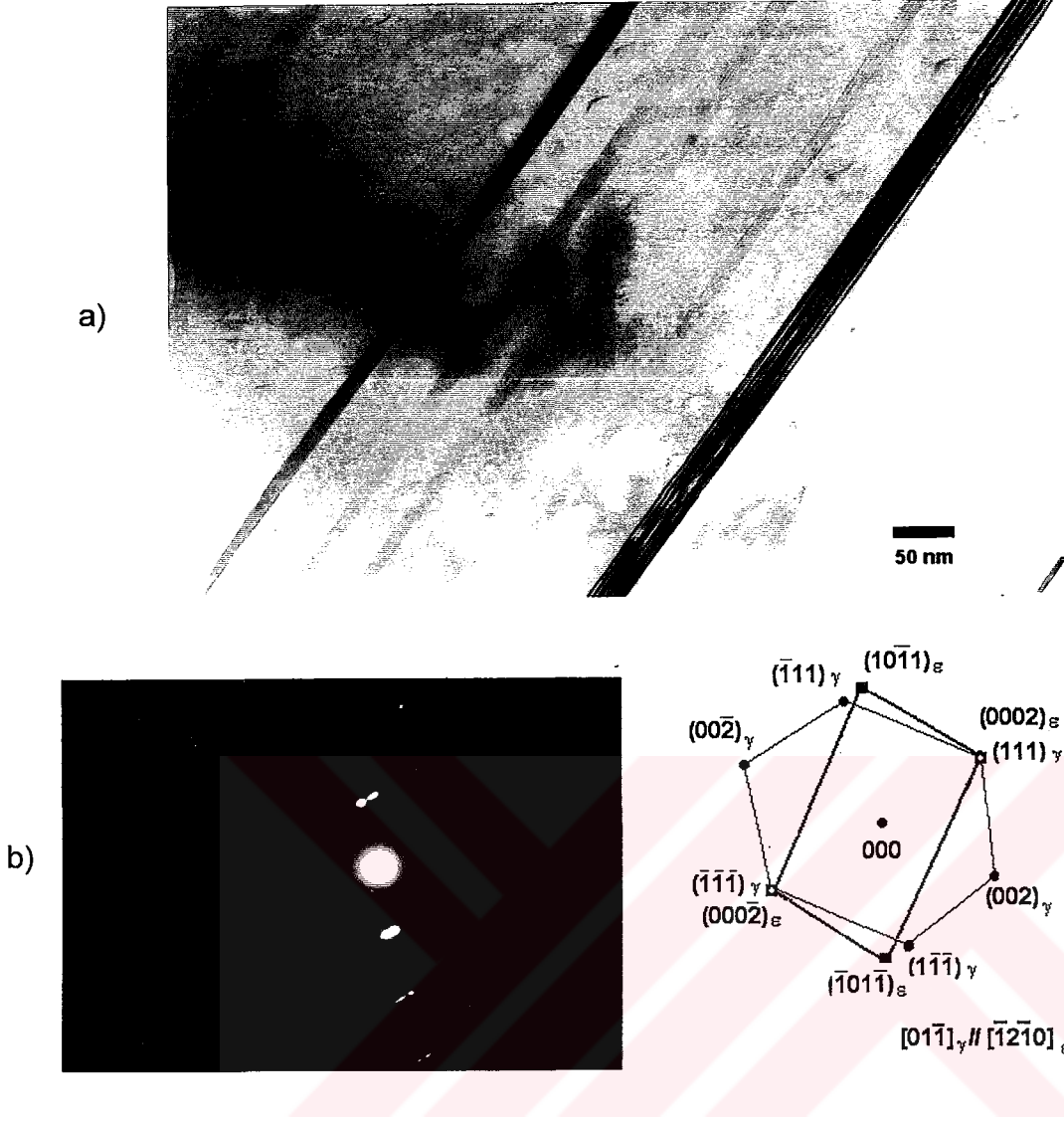




Şekil 3.7. Yavaş soğutma ile oluşan ϵ martensite plakalarına ait a) Aydınlık alan görüntüsü, b) Kırınım deseni ve indis diyagramı, c) Karanlık alan görüntüsü

Şekil 3.7. b'de indis diyagramı yardımı ile ana yapının yüz merkezli kübik, martensite yapının ise hegzagonal sıkı paket yapı olduğu belirlendi. Kırınım deseni hem austenite yapıya hem de ϵ martensite yapıya ait düzlemleri içermektedir. İki kristal yapı arasındaki yönelim bağıntısı ve alışım düzlemi bir sonraki bölümde ele alındı. Şekil 3.7.c'de $(01\bar{1}2)_\epsilon$ düzleminde yansıyan ışın, merkez ışın seçilerek çekilen karanlık alan görüntüsü verildi.

1050 °C sıcaklıktan alınarak doğrudan oda sıcaklığındaki suya atılan numunede meydana gelen dönüşüm ise Şekil 3.8'de verildi. Austenite faz içinde ilk oluşum evresinde bir çok ince ϵ martensite plakasının oluştuğunu ve bu plakaların birleşerek daha kalın plakaları oluşturabileceğini düşünmek mümkündür⁽²⁾.



Şekil 3.8. a) Hızlı soğutma ile elde edilen ϵ martensite plakaları, **b)** Plaka üzerinden alınan elektron kırınımı deseni ve indis diyagramı

Şekil 3.8'de ϵ martensite'nin birbirine paralel plakalar şeklinde oluştuğu gözlemlendi ve bu plakaların kalınlıkları yaklaşık olarak 40–50 μm bulundu. Oluşan ϵ martensite plakalarının yavaş soğutma ile oluşan plakalardan daha kalın olduğu görüldü. Hızlı soğutulan numunede yığılma kusurlarının arttığı ve bu kusurların birleşerek ϵ martensite plakalarını oluşturdukları düşünülür^(6,70,71). Şekil 3.8'de kalın ϵ martensite plakasının bir

çok yığılma kusurunun birleşmesi ile oluşabileceği gibi austenite faz içerisinde yer alan diğer kusurların etkisi ile de oluşabileceği düşünülür⁽²⁾.

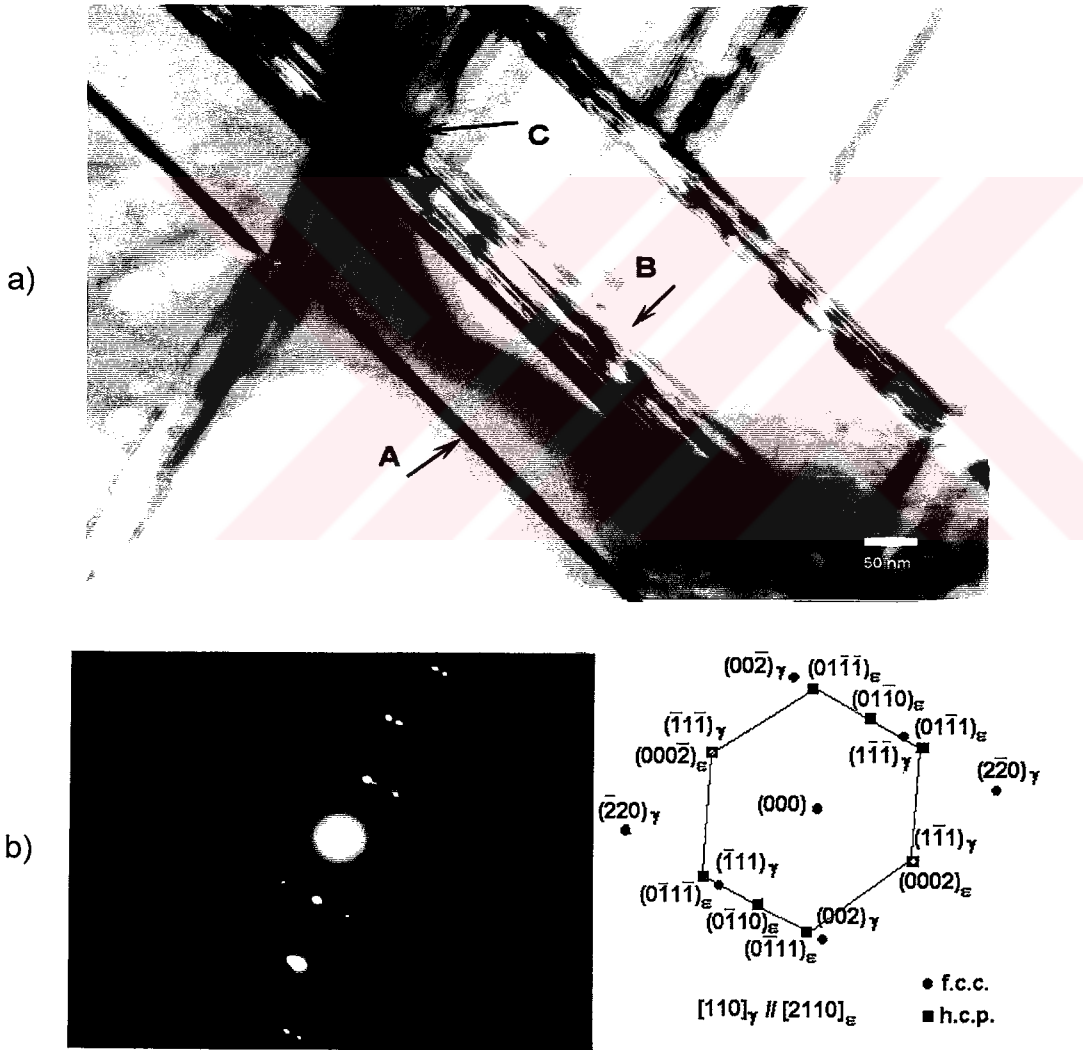
1050 °C sıcaklıkta 4 ve 8 saat ısıtılma tabii tutulan ve hızlı soğutulan numunelerde meydana gelen ϵ martensite plakalarının fırında soğutulan ve aynı sıcaklıkta daha az ısıtılma tabii tutulan numunelere göre daha kalın olduğu gözlemlendi. Homojenleştirme süresinin artması ile yığılma kusurlarının miktarı artmış ve yığılma kusurlarının birleşmesi ile daha kalın ϵ martensite plakaları meydana gelmiştir^(6,9,21,22).



Şekil 3.9. 1050 °C sıcaklıkta 8 saat ısıtılma tabii tutulan numunede oluşan yığılma kusurları

Şekil 3.9'da ısıtılma süresinin artması ile yığılma kusurlarının arttığı ve değişik yönelimler oluştuğu görülmektedir. Yığılma kusurlarının miktarının yavaş soğutma ve kısa süre tavlama ile hızlı soğutma yapılan numunelerden

daha fazla olduğu görülmektedir. Yiğilma kusurları f.c.c: yapının $\{111\}_\gamma$ düzlemi üzerinde düzenli bir yiğilma ile meydana gelir ve bu şekildeki bir sistem için $\{111\}_\gamma$ düzlemleri kusur düzlemleri olarak bilinir⁽⁷²⁾. Numune içinde oluşan yiğilma kusurları düzenli veya düzensiz olarak birbiri üzerinde yerleşerek martensite yapıyı oluşturur⁽⁷³⁾. Yiğilma kusurlarının büyümesi de ε martensite plakaları gibi numune içinde dislokasyonlar veya tane sınırları tarafından durdurulur⁽²⁸⁾.

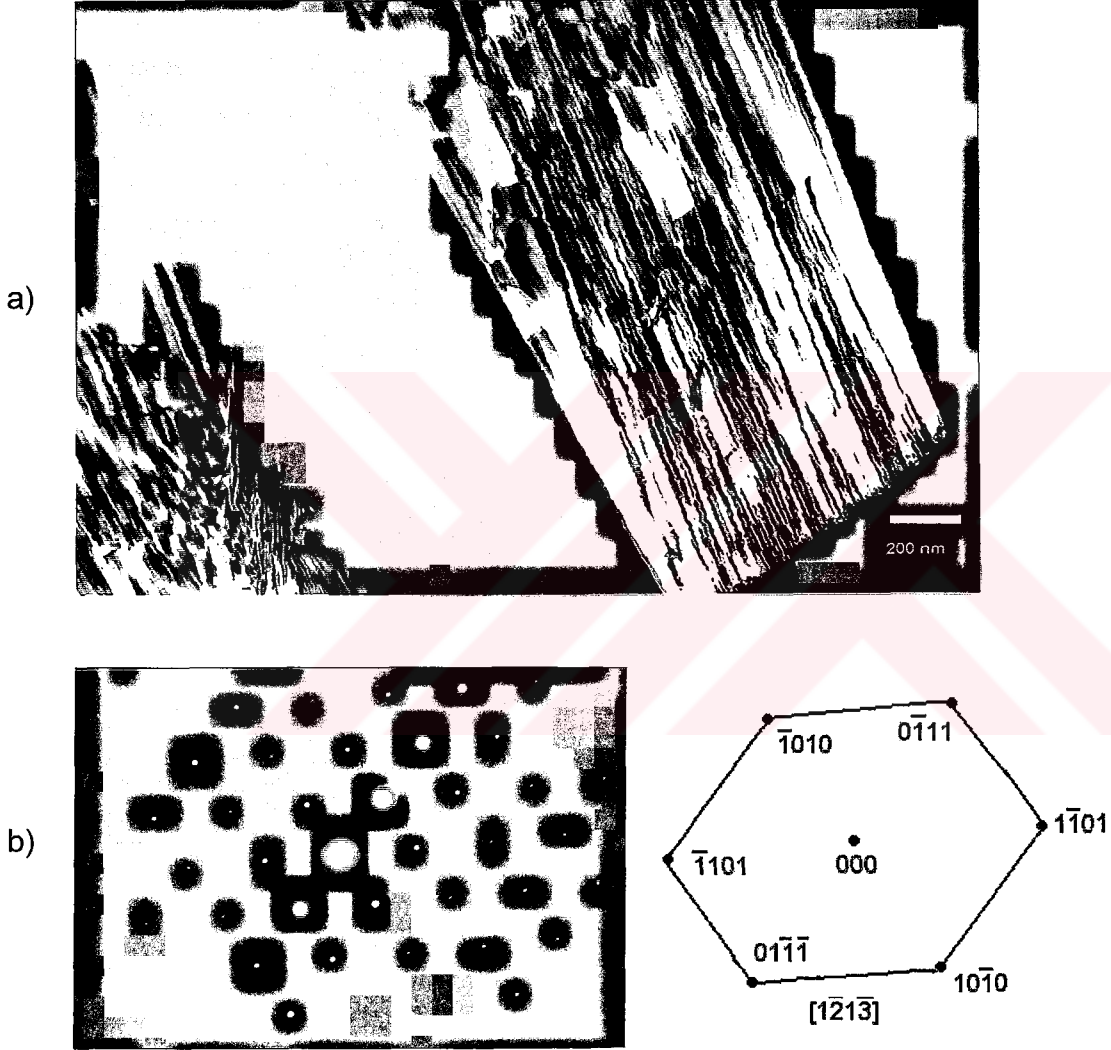


Şekil 3.10. a) ε martensite plakaları, **b)** Plaka üzerinden alınan elektron kırınımı deseni ve indis diyagramı

Şekil 3.10'da 4 saat ısıtılma tabii tutulmuş olan numunede oluşan ϵ martensite plakalarının TEM görüntüsü verildi. Oluşan bu ϵ martensite plakalarının kalınlığı ısıtılma süresine bağılı olarak artmıştır ve bu plakaların kalınlıkları 50–60 nm kadar olmuştur. ϵ martensite plakalarının oluşumu sırasında iki tip yığılma kusurundan söz edilmektedir⁽²¹⁾. Birinci gruptaki yığılma kusurları (Şekil 3.10.a'da işaretlenen A plakası) belirli bir bazal düzlem üzerine yerleşerek ϵ martensite plakalarını oluşturur. Bu yığılma kusurları ϵ martensite plakasını oluştururken oldukça yoğun ve aynı yönelime sahip olacak şekilde yerleşmişlerdir. Bu plaka üzerinden kırınım deseni alındığı zaman ϵ martensite'ye ait oldukça şiddetli pik verdiği gözlemlendi. İkinci grupta ise herhangi bir bazal düzlem olmaksızın (non basal-plane) ϵ martensite plakasını oluşturan yığılma kusurları birbiri üzerine rasgele yerleşmişlerdir. ϵ martensite plakaları ve yığılma kusurları ana fazın $\{111\}$ düzlemleri üzerine yerleşirler ve bunların yönelimleri arasında belirli açılar vardır⁽²²⁾. TEM çalışmalarında, Fe–Mn–Si–Cr–Ni alaşımlarında gözlenen ϵ martensite'ler farklı üç kesme doğrultulu plakalar içerir⁽²¹⁾. Bu kesmeler sonucunda meydana gelen yer değiştirme sıfıra yakındır ve bu özellik şekil hatırlamalı alaşımlarda gözlenmektedir⁽⁵⁾. Şekil 3.10.a'da B ile gösterilen ϵ bandını oluşturan yığılma kusurları birbiri üzerinden rasgele dizilmişlerdir. Ama bu varyantların hepsinin yönelimi daha önce belirtilen doğrultulara uymaktadır. Termal etki ile meydana gelen ϵ varyantlarının genel karakteristik özellikleri geniş ϵ bantları içinde kendiliğinden oluşan yapılar ile verilir^(21,22).

Termal etki ile oluşan ϵ plakalarının birbiri ile etkileşmesi oldukça karmaşıktır. Termal etkili iki plakanın birbiri ile kavşak oluşturacak şekilde

kesişmeleri akla yatkındır. Şekil 3.10.a'da C ile işaretlenen bölge, termal etki ile oluşan ϵ bantlarının kesişmesi sonucu meydana gelen ikizlenmeleri göstermektedir. Bu tür ikizlenmeler daha önceki çalışmalarda ele alınmış ve bunların yapısı kristalografik olarak ortaya konulmuştur^(5,22,74).



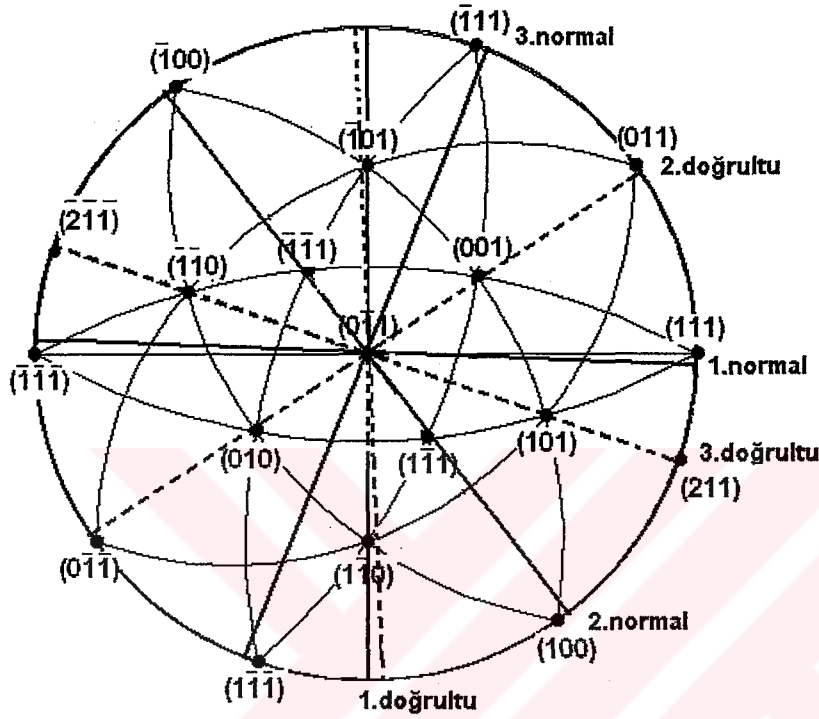
Şekil 3.11. a) 8 saat ısıtma işlemi uygulanan numunede oluşan ϵ martensite plakasının karanlık alan görüntüsü ve bu plakanın içinde yer alan kusurlar, b) Bu plakaya ait kırınım deseni ve indis diyagramı

Bir çok çalışmada termal etki ile oluşan ϵ martensite plakalarının içinde dislokasyonların oluşabileceği belirtilmiştir⁽¹⁸⁾. Bizim çalışmamızda da Şekil 3.11'de görüldüğü gibi kalın ϵ martensite plakalarının içinde dislokasyonların oluştuğu gözlemlendi. Austenite fazda meydana gelen dislokasyonların bazıları ϵ martensite faz meydana geldiğinde, martensite plaka içinde kalırlar⁽⁶⁰⁾. Şekil 3.11'de ϵ martensite'ye ait TEM karanlık alan görüntüsünden de görüldüğü gibi ϵ martensite plakalarının içinde kendiliğinden oluşmuş varyantlar ve yönelimler görülmektedir.

3.1.3. ϵ Martensite Alışım Düzlemi ve Austenite - ϵ martensite Dönme Bağıntısının Bulunması

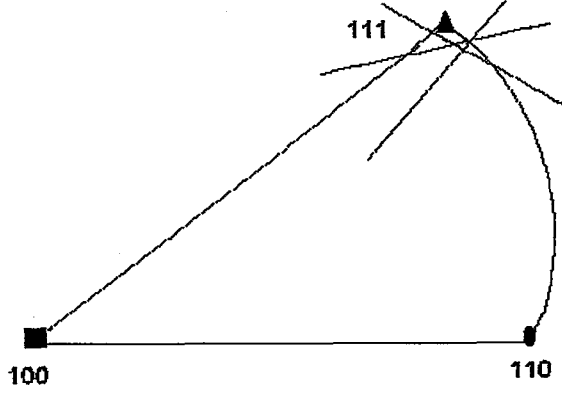
Austenite ve martensite kristalleri üzerinden alınan elektron kırınımı desenleri analiz edilerek bu iki faza ait kristalografik bilgiler elde edilir^(75,76). Martensitik dönüşüm ile ilgili kristalografik teoriler, meydana gelen martensitik dönüşümün, dönüşümden sonra da değişmeden kalan bir düzlem üzerinde gerçekleştiğini varsayarlar. Bu nedenle alışım düzleminin bulunması, oluşturulan modellerde önemli bir parametrenin ortaya konulmasını mümkün kılar⁽²⁾. Şekil hatırlamalı Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında austenite faz içindeki ϵ martensite yapılar ince çubuk şeklinde ve ana fazdan keskin bir çizgi ile ayrılmışlardır. Şekil 3.10.a'da değişik yönelime sahip ϵ martensite plakaları görülmektedir. Yine aynı şekilde işaretlenen bölgeden alınan kırınım deseni ve anahtar diyagramı Şekil 3.10.b'de verilmiştir. Bu kırınım deseni hem austenite hem de martensite yapıya ait düzlemleri

göstermektedir. Bu anahtar diyagram kullanılarak küresel izdüşüm üzerine austenite kristal taneciğinin üzerinde yer alan üç değişik ϵ martensite yönelimi Şekil 3.12'de görüldüğü gibi yerleştirildi.



Şekil 3.12. ϵ martensite kristallerinin austenite faza ait küresel izdüşüm üzerindeki yönelimleri

Küresel izdüşüm üzerindeki $\{100\}$, $\{110\}$, $\{111\}$ üçgenlerini kesen martensite doğrultu normalleri tek-yüz analizi yönteminden (single-surface analysis) yararlanılarak alışım düzlemini bulabilmek için Wulf ağı yardımı ile tek bir birim üçgen üzerine taşındı. Birim üçgen üzerinde normal doğrultularının kesişme noktalarının en yoğun olduğu bölge ϵ martensite alışım düzlemi olarak belirlendi (Şekil 3.13). Sonuçta söz konusu alışım düzlemi $\{111\}$ olarak bulundu.



Şekil 3.13. ϵ martensite kristalinin alışım düzleminin birim üçgende gösterimi

Martensitik dönüşüm ile ilgili olarak geliştirilen teoriler, difüzyonsuz özellikli dönüşüm olayı sonucunda austenite ve martensite fazlar arasında belirli bir kristalografik dönme bağıntısı bulunması gerektiğini kabul ederler. Bain bozulması ile austenite yapıdan martensite yapıya dönüşen kristal hacmi, belirli düzlemler üzerinde ve doğrultularda dönerek martensite fazın oluşumundan sonra gözlenen hacimsel değişime uğramış olur. Bu dönmenin kristalografik olarak belirlenmesi olayın mekanizmasının anlamak açısından önemlidir. Austenite–martensite dönme bağıntısı X–ışınları veya elektron kırınımı yöntemi ile bulunabilir. Biz bu çalışmada elektron kırınımı yöntemini kullandık.

Şekil 3.10.b’de martensite plaka üzerinden alınmış kırınım deseni verilmektedir. İndislenmiş anahtar diyagramı austenite (γ) ve martensite (ϵ) düzlemlerini birlikte içermektedir. İndislenmiş bu diyagram yardımı ile çizilen küresel izdüşüm Şekil 3.14’de verilmiştir. Küresel izdüşümde her iki yapının da doğrultuları verildi. Bu iki yapının ortak doğrultuları elde edildi ve

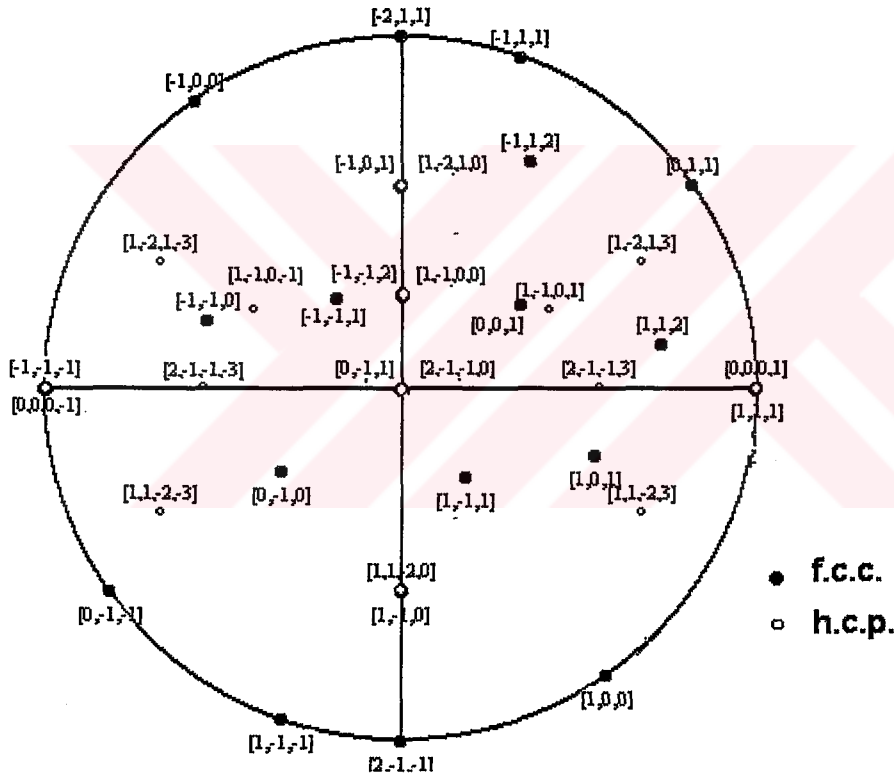
Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında meydana gelen $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensite faz dönüşümü için yönelim bağıntısı

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

$$\langle 01\bar{1} \rangle_{\gamma} // \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle_{\epsilon}$$

$$\langle 11\bar{2} \rangle_{\gamma} // \langle 01\bar{1}0 \rangle_{\epsilon}$$

şeklinde ortaya çıkmıştır. Bu yönelim bağıntısının Shoji-Nishiyama türü kristalografik dönme bağıntısına uyduğu görüldü^(2,6,18,21,22).



Şekil. 3.14. $(011)_{f.c.c.}$ ve $(100)_{h.c.p.}$ düzlemlerinin küresel izdüşümleri

3.2. Martensitik Dönüşümler Üzerine Zorun Etkisi

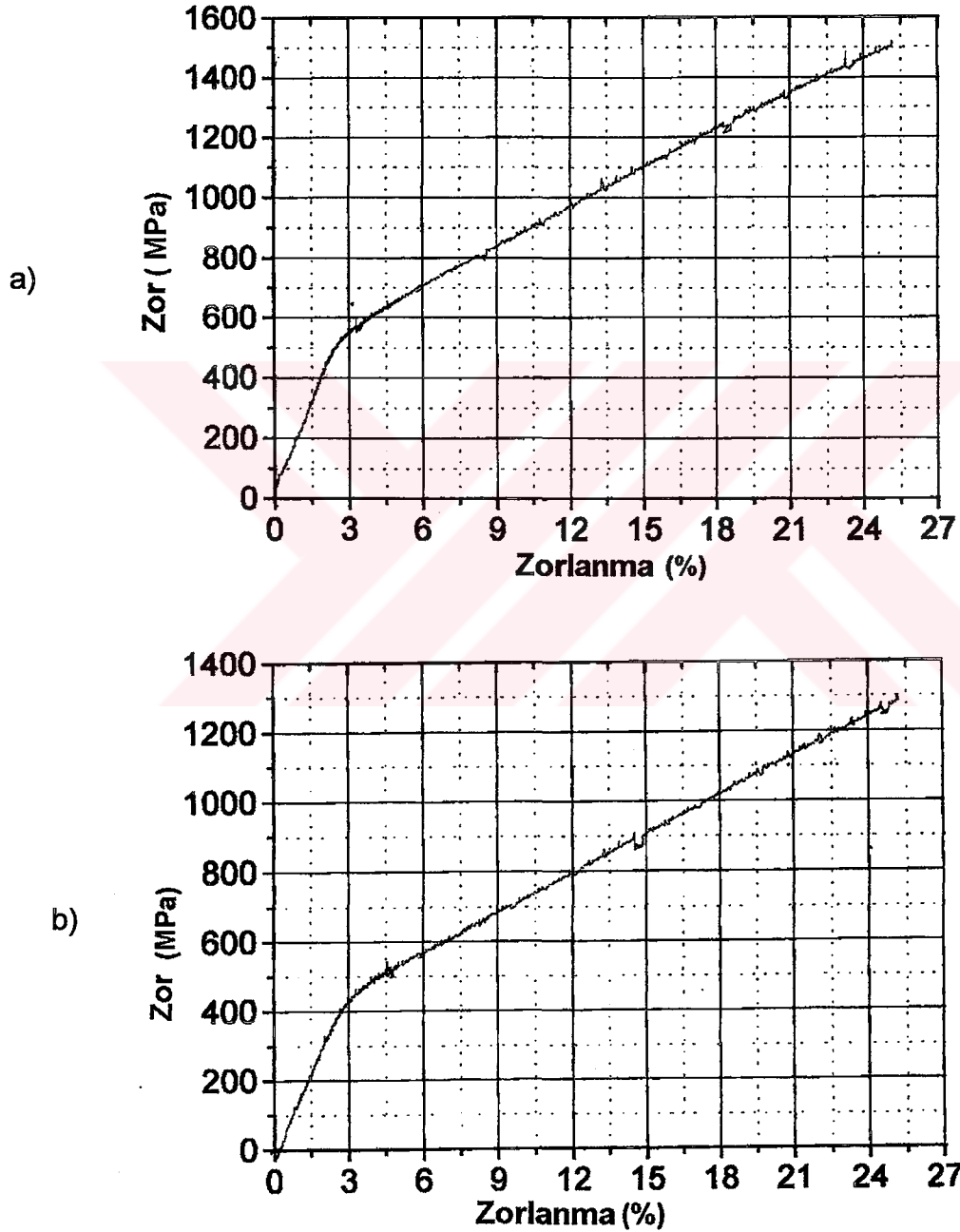
Austenite ve austenite + martensite fazlarda bulunan Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında plastik deformasyonun etkisi incelendi. Çizelge 2.2 'de verilen ısıtma işlemleri ile elde edilen numuneler oda sıcaklığında sıkıştırma zoru ile %4 ve %25 plastik zorlanmalara uğrattılar. Zor-zorlanma deneyleri ile austenite ve martensite fazların mekanik özellikleri araştırıldı. Austenite ve austenite + martensite fazlarda plastik deformasyon etkisi ile meydana gelen yüzey ve yapısal değişiklikler SEM ve TEM çalışmaları ile incelendi.

3.2.1. Martensitik Dönüşümün Mekanik Özelliklerinin Zor-Zorlanma Deneyleri İle İncelenmesi

Austenite ve martensite fazların mekanik özelliklerini ortaya koyabilmek için zor-zorlanma deneyleri yapıldı ve bu iki faz arasındaki mekanik özellikler karşılaştırıldı. Austenite ve martensite fazların mekanik özelliklerini belirlemek için zor-zorlanma deneyleri iki grup üzerinde yapıldı. Birinci grupta austenite ve austenite + martensite fazlarda bulunan numunelerin mekanik özellikleri karşılaştırıldı. İkinci grupta ise ısıtma işlem süresinin alaşımların mekanik özelliklerini nasıl değiştirdiği incelendi.

Birçok çalışmada ısıtma işlemine göre değişen tane boyutunun alaşımların mekanik özelliklerini nasıl değiştirdiği gösterilmiştir^(67,68,77). Yavaş ve hızlı soğutmaya tabi tutulan numunelerin zor-zorlanma grafikleri Şekil 3.15'de verildi. Zor-zorlanma grafiklerinde aynı zor değeri karşılaştırıldığında, fırında

soğutulan numunelerin, austenite + martensite fazda bulunan numunelere göre daha az zorlandığı görüldü. Plastik zorlanmalarda meydana gelen bu farklılık; fırında soğutulan numunenin martensite yapı içeren numuneye göre daha büyük tanelerden oluşması ve yalnızca bir faz içermesi olarak yorumlanır^(2,28).

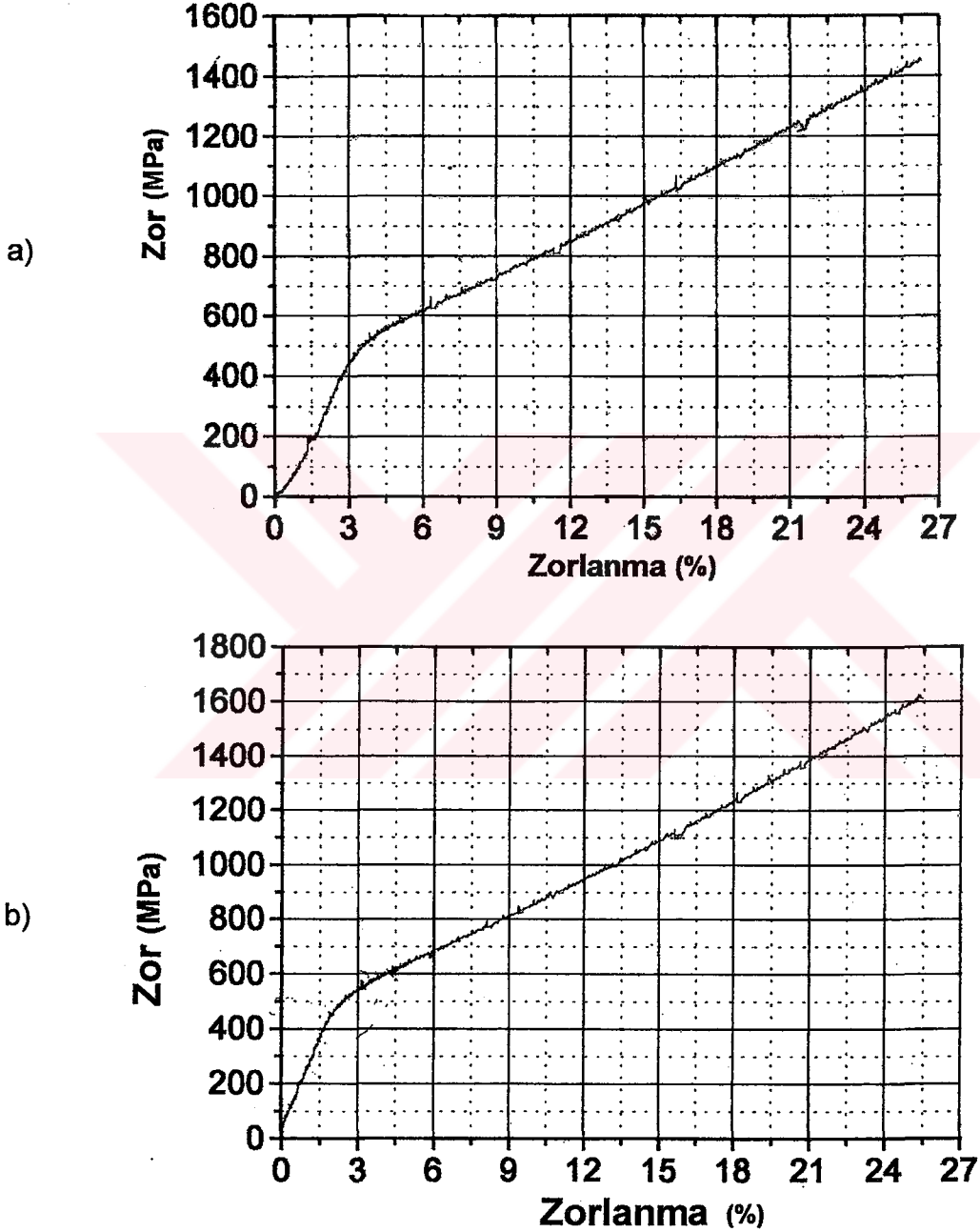


Şekil 3.15. a) Austenite yapının zor-zorlanma grafiği, b) Martensite + austenite yapının zor-zorlanma grafiği

Austenite fazda bulunan tane sınırları noktasal kusurlar, safsızlık atomları ve dislokasyonlar gibi kusurların en çok bulunduğu bölgelerdir. Bunun yanında tanelerin içinde ise bu kusurlar daha az bulunur⁽⁷⁸⁾. Kusurlardan dolayı daha çok taneye sahip olan numunelerin aynı zora karşı zorlanması büyük olacaktır. Şekil 2.15'te verilen zor-zorlanma eğrilerinden de görüleceği gibi elastik zorlanmanın sona erdiği noktalar karşılaştırıldığında austenite yapıda bulunan numunenin akma dayanımının daha büyük olduğu görülmüştür. Fırında soğutma için akma dayanımı değeri 450 MPa ve martensite yapı içeren alaşımın akma dayanımı değeri ise 400 MPa civarındadır. Bu fark, martensite yapı içeren numunenin tane sınırlarında kayma hareketlerinin austenite yapıya göre daha kolay başladığını göstermektedir^(26,78-80).

Homojenleştirme süresinin alaşımın mekanik özelliklerini nasıl değiştirdiğini anlamak için aynı sıcaklıkta farklı sürelerde tavllanmış ve oda sıcaklığında austenite + martensite yapıda bulunan iki numune seçildi. Isıl işlem süresinin artması ile martensite miktarının arttığı ve tane boyutunun büyüdüğü daha önce yapılan çalışmalarda verilmiştir^(67,68). Tane boyutu mekanik özellikleri değiştireceği için tane boyutu büyük olan numunenin aynı zora karşı zorlanma değerleri küçüktür (Şekil 3.16). 8 saat homojenleştirilen numunenin zor-zorlanma grafiğinde esneklik sınırı %2 civarında iken bu sınırı karşı gelen kuvvet miktarı 430 MPa civarındadır. 4 saat ısıl işleme tabi tutulan numunenin esneklik sınırı %2,5 değerine yakındır ve bu sınırı karşı gelen kuvvet miktarı 400 MPa kadardır. Bu sonuçlar ise literatür ile uyum içindedir⁽²⁶⁾. Martensite yapı içeren numunenin mekanik davranışları,

numunedeki martensite miktarına göre değişmektedir. Martensite miktarı arttıkça zorlanmanın azaldığı görüldü. Martensite miktarı az olan numunede esneklik sınırı için gerekli olan kuvvet miktarı az olduğu için tane sınırlarında kaymalar daha kolay olmuştur.



Şekil 3.16. Homojenleştirme süresine göre alaşımların sergilediği zor-zorlanma davranışları a) 4 saat, b) 8 Saat homojenleştirilen numunelerin zor-zorlanma grafikleri

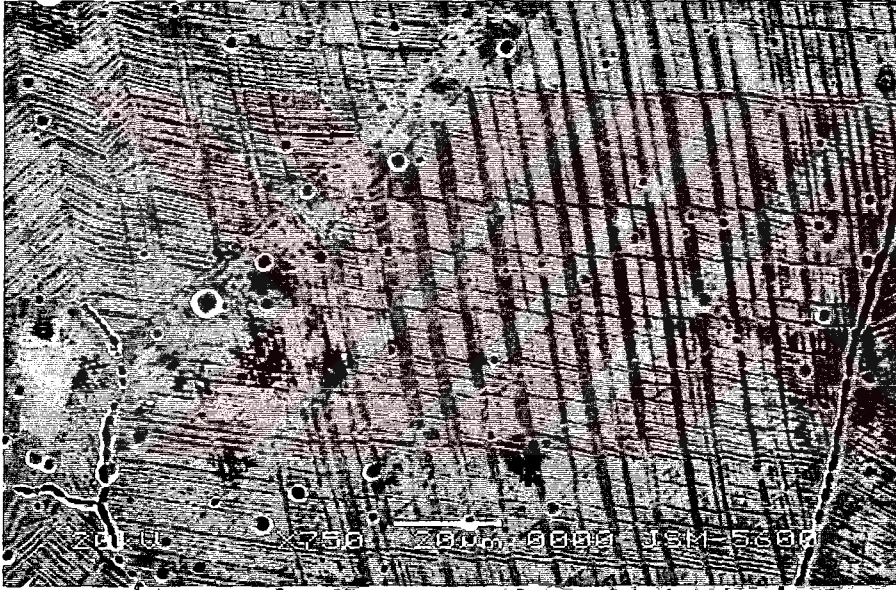
3.2.2. Zor Etkili Martensitik Dönüşümün Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İle İncelenmesi

Oda sıcaklığında, austenite ve ϵ martensite faz içeren ve daha önce Çizelge 2.2'de verilen numunelere çeşitli oranlarda basma zoru uygulandı. Farklı yüzde oranlarında plastik deformasyona uğrayan numunelerin yüzey morfolojilerinde meydana gelen değişme incelendi. Çizelge 2.2'de birinci grupta 1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat ısıtım işlemi gören ve yavaş soğutulan numunelere sıkıştırma zoru ile %4 ve %25 plastik zorlanmalar uygulandı. Şekil 3.17.a'da %4 plastik deformasyon ile fırında soğutmaya tabi tutulan austenite fazda bulunan numunelerdeki tanelerde birbirine paralel ϵ martensite plakalarının ortaya çıktığı gözlenir⁽⁸¹⁾. Oluşan bu ϵ martensite plakaları oldukça düzgün ve farklı taneler içinde farklı yönelimlere sahiptir. Zor etkisi ile tane yapılarının değiştiği görüldü. Yine aynı grupta bulunan bir başka numune %25 plastik zorlanmaya uğratıldığında ise oluşan ϵ plakalarının genişlediği ve birbiri üzerinde kaydığı gözlemlendi (Şekil 3.17.b). Zorlanma miktarı arttıkça daha küçük zorlanmalarda oluşan ϵ varyantlarının kırıldığı veya birbiri üzerinde kaydığı ve bu durumun literatür ile uyum içinde olduğu gözlemlendi⁽⁷⁸⁾. Zorun etkisi ile aynı tane içinde iç ikizlenmeler meydana gelmiştir. Ama buna rağmen oluşumların tane sınırlarında başladığı ve sona erdiği görüldü⁽⁸²⁾.

a)



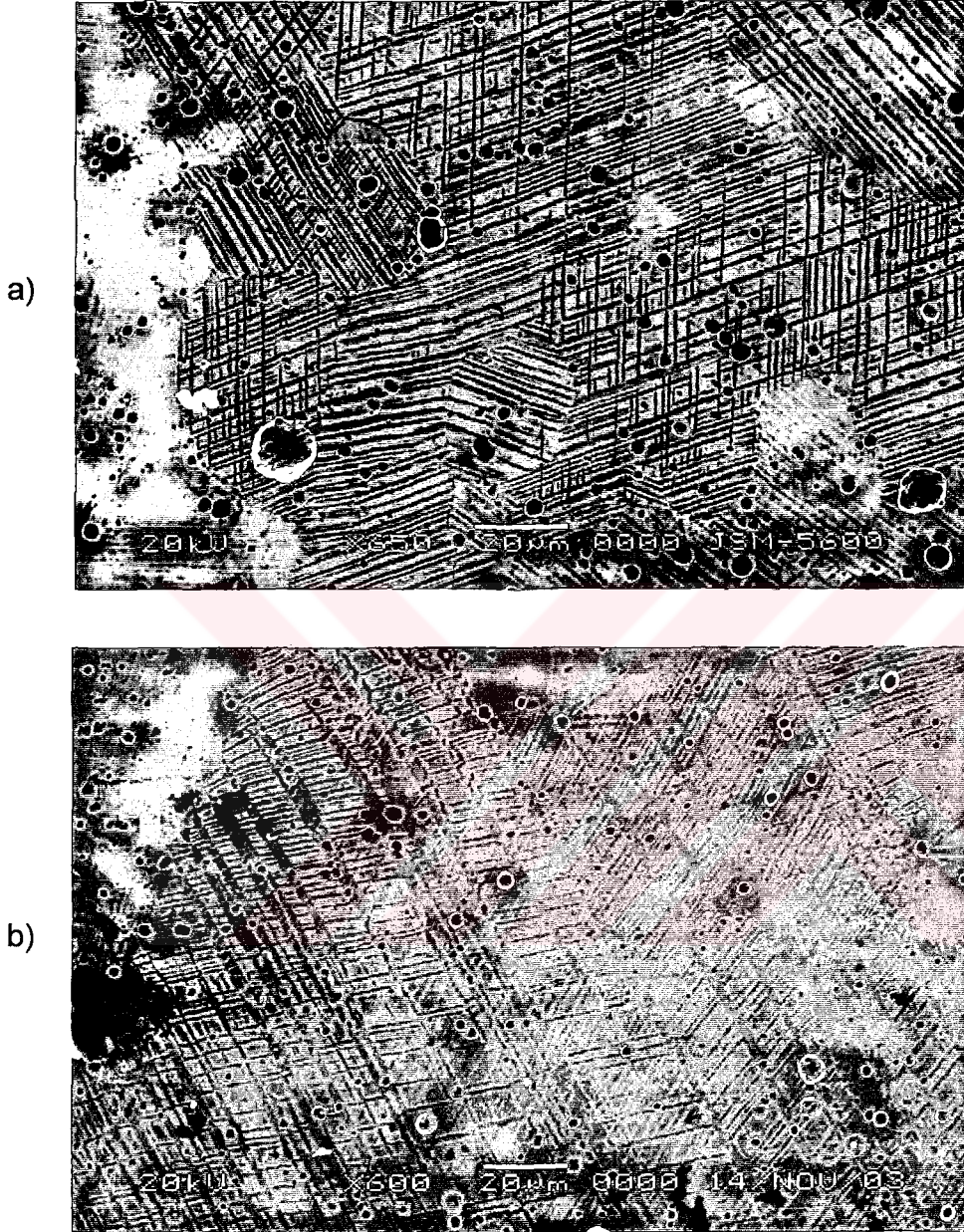
b)



Şekil 3.17. Fırında soğutmaya tabi tutulan numunelerin a) %4, b) %25 plastik deformasyon sonucu oluşan yüzey morfolojileri

1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat ısıl işlem gören ve hızlı soğutulan numune oda sıcaklığında basma zoru ile %4 plastik zorlanmaya uğratıldı. Bu numunenin yüzey morfolojisinde meydana gelen değişim Şekil 3.18.a'da verildi. Plastik deformasyon etkisi ile tanelerin içinde meydana gelen ϵ

martensite plakalarının termal etkiye göre daha büyük olduğu ve büyük taneler içinde deformasyon ikizlerinin olduğu görüldü.



Şekil 3.18. Hızlı soğutmaya tabi tutulan a) %4, b) %25 plastik deformasyona sonucu oluşan numunelerin yüzey fotoğrafları

Aynı termal işleme tabi tutulan numuneye %25 deformasyon uygulandığında yüzey morfolojisindeki değişiklik Şekil 3.18.b'de verildi. %25

deformasyon sonucu meydana gelen ϵ martensite plakalarının yüzey fotoğraflarında bu plakaların kırıldığı ve kırılan plakalar arasında yeni plakaların oluştuğu görüldü. Daha önce de söz edildiği gibi uygulanan zor doğrultusuna uygun olacak şekilde ϵ martensite plakaları birleşerek yeni plakaları oluşturmuştur⁽⁸³⁾. %25 plastik deformasyona uğrayan numunede tane sınırlarından itibaren ϵ martensite plakalarının kalınlaştığı görüldü. Plakaların tane sınırlarından itibaren etkilenmesi ve yönelim oluşturması ise etki eden dış kuvvetin tane sınırlarında oluşturduğu iç kuvvetlerin etkisi sonucudur^(23,78). Basma zoru uygulanan alaşım tek kristal olmadığı için yönelim doğrultularının belirlenmesi mümkün olmamıştır. Karaman'ın⁽²⁵⁾ tek kristal çeliklerde (hadfield) yapmış olduğu çalışmada, basma zoru sonunda kuvvet doğrultusuna uygun yeni yönelimlerin meydana geldiğini belirtmiştir. Bizim çalışmamızda ise zorlanma miktarı arttıkça yönelimlerin sayısının azaldığı gözlemlendi.

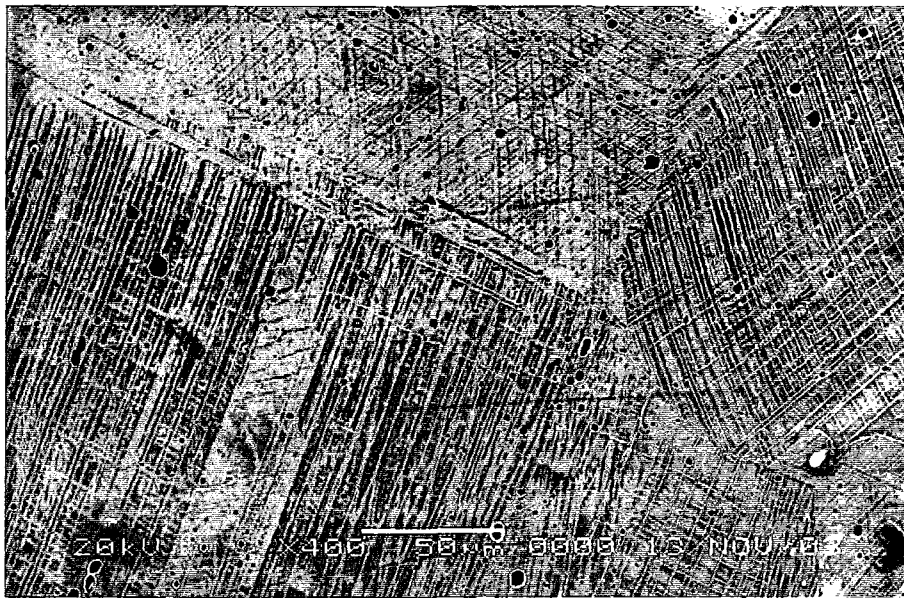
Çizelge 2.2'de ikinci grupta yer alan numunelere yine sırası ile %4 ve %25 basma zorunun uygulanmasının martensite yapının yüzey morfolojisini nasıl değiştirdiği incelendi. 4 ve 8 saat homojenleştirilen numuneler %4 plastik deformasyona uğratıldığında bunların yüzey morfolojileri Şekil 3.19.a-c'de verildi. Her iki numunede de deformasyon ikizleri meydana gelmiştir. Homojenleştirme süresinin artmasının sonucu tane boyutunun büyümesi ile 8 saat homojenleştirilen numunede daha uzun ϵ martensite plakalarının oluştuğu görüldü. Şekil 3.18.a ile Şekil 3.19.a-c karşılaştırıldığında homojenleştirme süresine bağlı olarak ϵ martensite plakalarının uzadığı ve daha düzgün ϵ martensite plakalarının meydana geldiği görüldü. 4 ve 8 saat

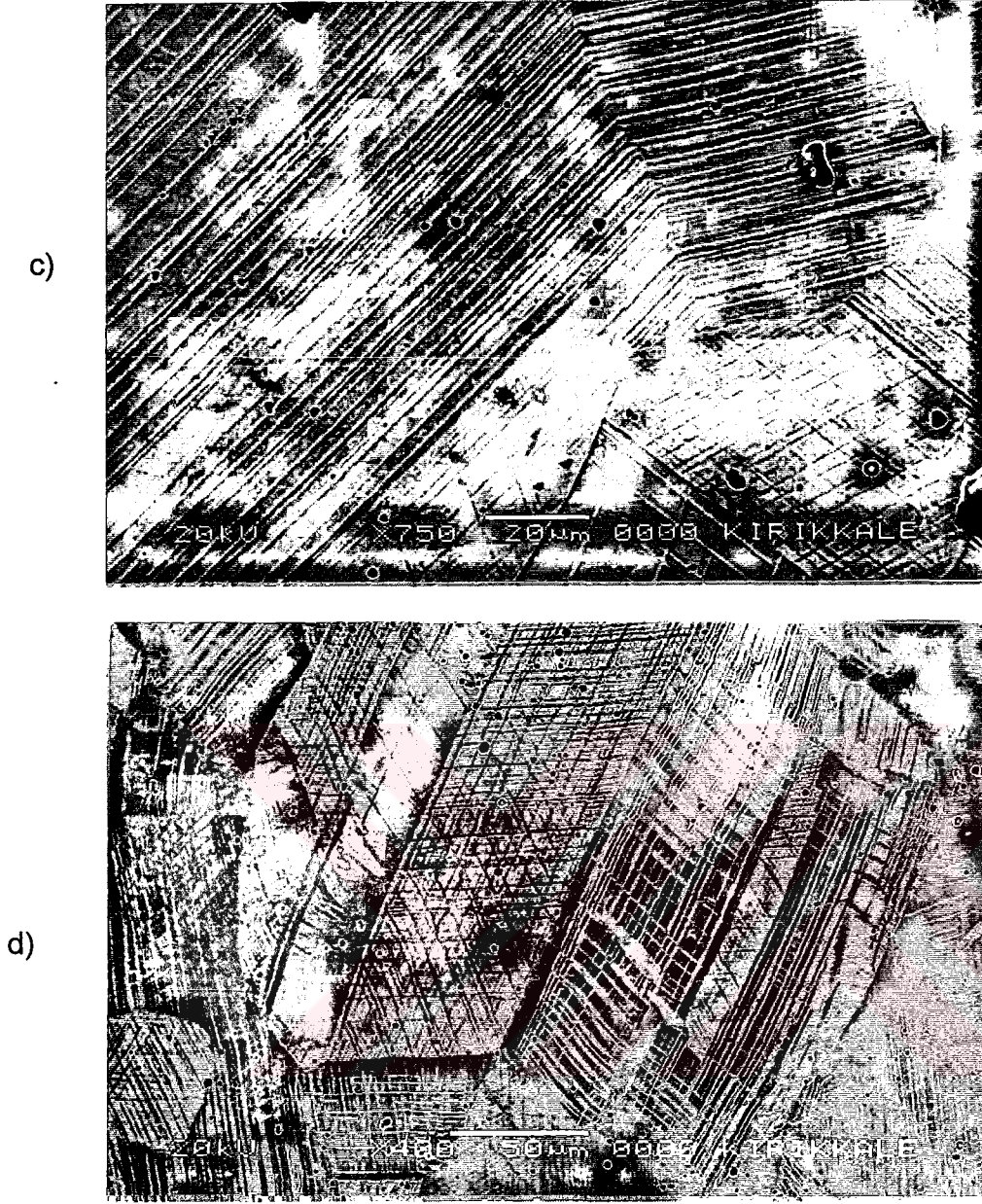
homojenleştirilen numuneler basma zoru ile %25 plastik deformasyona uğratıldığında yüzey morfolojisindeki değişme Şekil 19.b-d'de görülmektedir. Plastik zorlanmanın büyük olduğu durumda yüzey morfolojilerinin ısıtılma işlem süresine bağlı olarak fazla değişmediği ama oluşan yeni ϵ martensite plakalarının sayısının homojenleştirme süresine bağlı olarak arttığı söylenebilir. Bu sonuç, Nishiyama'nın⁽²⁾ belirttiği gibi plastik deformasyonun artması ile martensite miktarının da arttığının bir göstergesidir.

a)



b)





Şekil 3.19. 1050 °C'de tavlanan ve hızlı soğutulan numunelerin a) 4 saat %4 plastik deformasyon, b) 4 saat %25 plastik deformasyon, c) 8 saat %4 plastik deformasyon, d) 8 saat %25 plastik deformasyon sonrası yüzey morfolojileri

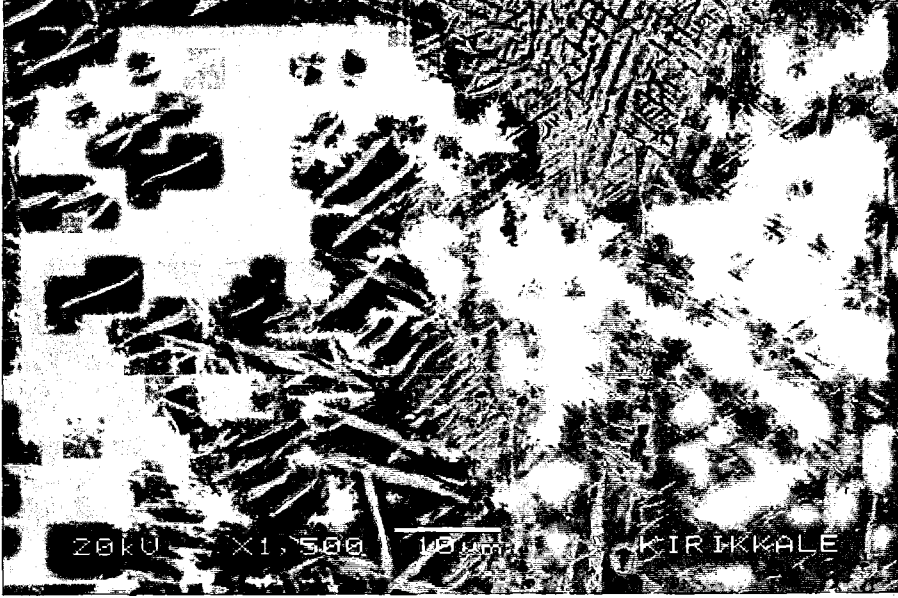
Plastik zorlanma miktarının fazla olduğu numunelerde daha önce termal etki ile oluşan ϵ martensite plakalarının birleşerek yeni martensite plakaları oluşturduğu Şekil 3.20' de görülmektedir. Şekil 3.20'de oklarla işaret

edilen plakaların zor etkisi ile oluştuğu ve tane şekillerinin bozulduğu görülmektedir. Tanelerde farklı yönelimde martensite plakalarının meydana gelmesi dış kuvvetin bu plakaları uygun yönde etkilemesine bağlıdır^(25,78).



Şekil 3.20. 8 saat homojenleştirilen numunede %25 plastik deformasyon sonucu meydana gelen yüzey morfolojisi

%25 plastik zorlanan numunelerde ϵ martensite plakalarının kesişme yerlerinde b.c.c. (α') martensite faz meydana gelmiştir^(8,68,84). Şekil 3.21'de görüldüğü gibi ϵ martensite plakalarının kesişme yerlerinde ve tane sınırlarında ortaya çıkan α' türü martensite'ler zor etkisi ile meydana gelmiştir. Elde edilen α' martensite'e ait yüzey morfolojisi literatür ile uyum içindedir⁽²⁾. Yapılan TEM gözlemlerinde bu martensite fazın yapısı ortaya konuldu^(14,16).



Şekil 3.21. 1050 °C'de 1,5 saat homojenleştirilen ve hızlı soğutulan numunede %25 plastik deformasyon sonucu meydana gelen α' türü martensite'nin yüzey morfolojisi

3.2.3. Plastik Zorlanmanın Austenite ve Martensite Faza Etkisinin Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İle İncelenmesi

Plastik deformasyonun austenite ve martensite fazlarda bulunan Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında meydana getirdiği yapısal değişiklik TEM çalışması ile ortaya konuldu. Daha önce Çizelge 2.2'de verilen numunelere oda sıcaklığında Instron mekanik test makinesi ile dakikada 200 μm hızla sıkıştırma zoru ile %25 plastik zorlanma uygulandı. Plastik deformasyon sonucu oluşan ϵ ve α' martensite'lerin kristalografik özellikleri ve mikro yapıları incelendi.

Bir önceki bölümde plastik deformasyonun austenite ve martensite yapının yüzey morfolojisini nasıl değiştirdiği verildi. Bu bölümde ise austenite

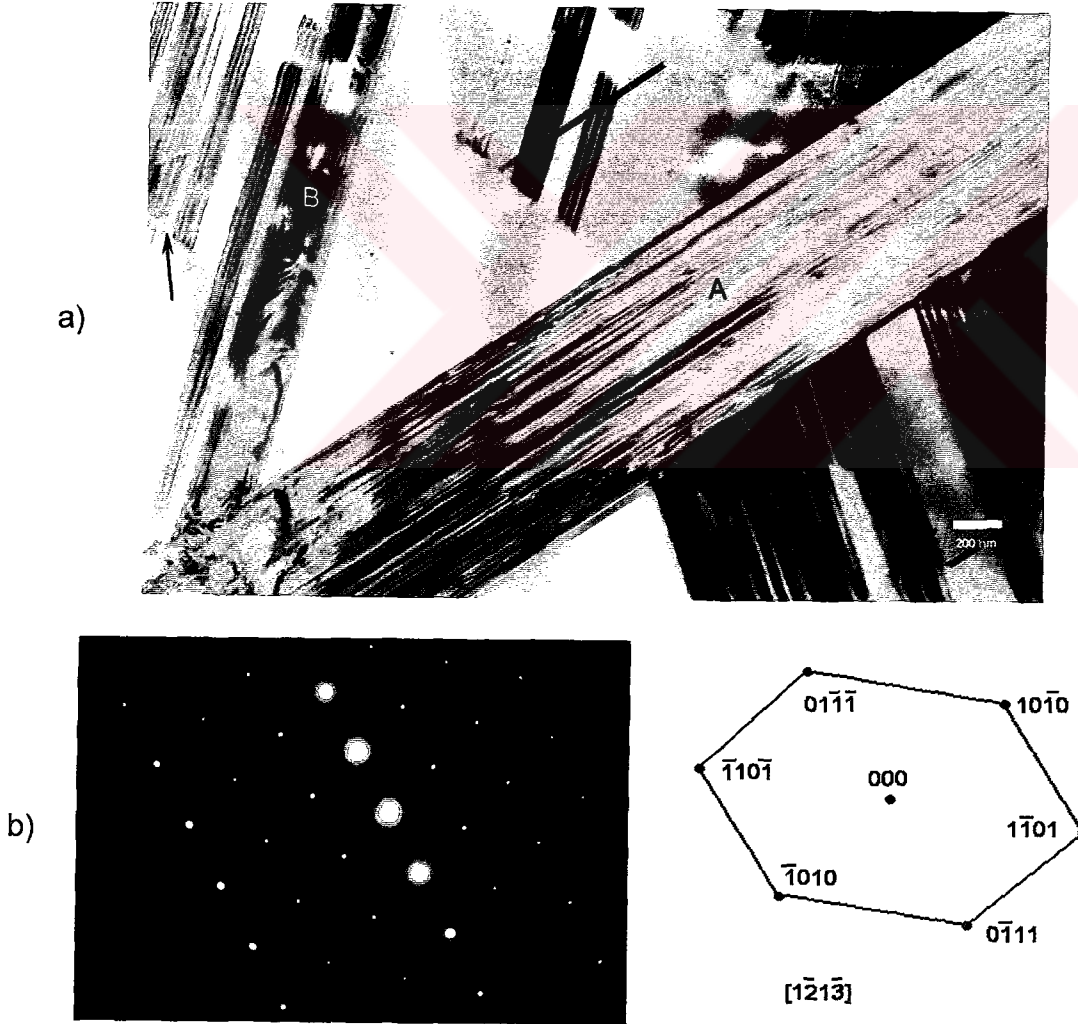
ve martensite fazlarda bulunan numunelerin mikro yapılarına plastik zorlanmanın etkisi incelendi. Oda sıcaklığında uygulanan plastik deformasyonun martensite fazın mikro yapısı üzerine etkisi bir çok çalışmada yer almıştır^(18,22-24,85). M_s sıcaklığının üzerinde uygulanan deformasyonlar M_s sıcaklığının altında uygulanan deformasyonlara göre daha karmaşık yapılar oluşturur. Bunun sebebi ise M_s sıcaklığının üstünde uygulanan deformasyonda hem termal etkili hem de zor etkili martensitik dönüşümün oluşmasıdır. Böyle bir durumda bu iki etki ϵ martensite plakalarının kesişme bölgelerinin mikro yapısını daha çok etkiler. M_s sıcaklığının altında uygulanan plastik zorlanma ile tercih edilen (prefered) varyantların büyümesi üç süreç içerir: bunların birincisi tercih edilen bu varyantlar ana fazda tek başlarına çekirdeklenir ve büyür, ikincisi ortak bazal düzlemdeki kesme hareketinden dolayı birleşerek büyürler, üçüncüsü tercihli bu varyantlar ϵ martensite plakalarının kesişme bölgelerinde büyürler^(2,23). Termo–mekaniksel işlemler ile ana faz içinde kristal kusurları ortaya çıkar. Bu kristal kusurları ϵ martensite çekirdeklerini etkiler ve bu etkileşme sonucu zor etkili ϵ martensite dönüşümünün kinetiği oluşur⁽⁴⁾. Austenite fazda termal veya zor etkisi ile oluşan yığılma kusurları ϵ martensite plakalarının çekirdeğini oluşturur⁽⁷³⁾. Oda sıcaklığında uygulanan deformasyon tam dislokasyonların kaymasına ve yığılma kusurlarında artışa sebep olur^(2,24,71). Plastik deformasyonun etkisi ile ϵ martensite plakalarının kesişme bölgelerinde α' (b.c.c.) türü martensite yapının ortaya çıktığı birçok çalışmada verilmiştir^(14,70,71,86). Plastik zorlanmanın etkisi ile kalınlıkları 1-2 nm olan rasgele yönelimli ϵ martensite plakalar birleşir ve daha kalın plakaları oluşturur^(23,24,87).

Termal etkili ϵ martensite plakalarının tane sınırlarından itibaren oluştuğunu ve bu plakaların yine tane sınırlarında sona erdiğini daha önce belirtmiştik. Zor etkisi ile oluşan martensite plakalarının tane sınırında birbirine paralel şekilde oluştuğu şematik olarak ifade edilmiş ve mikro yapısı TEM çalışması ile ortaya konulmuştur⁽¹³⁾. Şekil 3.22'de yavaş soğutulan ve %25 lik plastik deformasyona uğratılan numunenin TEM çalışmasında da tane sınırlarında daha fazla kusur oluştuğu, tane sınırlarından itibaren ϵ martensite plakalarının kalınlaştığı ve ϵ martensite plakalarının birbirine paralel olarak yerleştiği görüldü. Yavaş soğutulan numunede plastik deformasyon ile oluşan ϵ martensite plakalarının kalınlıklarının termal etki ile oluşan ϵ martensite plakalarının kalınlıklarından çok daha büyük olduğu görüldü. Şekil 3.22'de A ile gösterilen bölgede tane sınırı ve B ile işaretlenen bölgede ise tane sınırında sona eren birbirine paralel ϵ martensite plakaları görülmektedir.



Şekil 3.22. Fırında soğutmaya tabi tutulan ve %25 plastik deformasyona uğratılan numunenin TEM görünümü

1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat ısıtılma tabii tutulan ve hızlı soğutulan numunenin %25 plastik deformasyonu sonucu oluşan mikro yapıyı gösteren TEM resmi Şekil 3.23'de verildi. Şekil 3.23.a'da A ve B ile gösterilen bölgelerde plastik zorlanma sonucu ϵ martensite plakalarının kalınlaştığı gözlendi. Şekil 3.23.a'da ok ile işaretlenen bölgede ise yığılma kusurları gösterildi. Bu bölgede yığılma kusurlarının birbirine paralel gruplar halinde oluştuğu ve sayısının termal etki ile oluşan yığılma kusurlarından daha fazla olduğu görüldü. Bu bulgular ise literatür ile uyum içindedir⁽²³⁾.



Şekil 3.23. a) Zor etkisi ile oluşan martensite yapı ve yığılma kusurları, **b)** ϵ martensite plakasından alınan kırınım deseni ve indis diyagramı

%25 plastik deformasyona uğratılan numunelerin TEM gözlemlerinde dislokasyonların ve kusurların arttığı gözlemlendi. Şekil 3.24'de görüldüğü gibi ϵ martensite plakaları kırılmış ve kırılan bu plakaların yeni yönelimleri oluşmuştur. Şayet numuneler tekrar termal etkiye tabi tutulursa bu kusurların martensite fazın çekirdeğini oluşturacağı düşünülür^(23,85).



Şekil 3.24. Plastik deformasyonun etkisi ile kırılan ϵ martensite plakaları

Şekil 3.25'de deformasyon etkisi ile ϵ martensite plakalarının oluşumu görülmektedir. Plastik zorlanmanın etkisi ile değişik yönelimlere sahip olan ince ϵ martensite plakalar büyümüşlerdir. Kalınlıkları 3-5 nm civarında olan ϵ martensite plakaları oklarla gösterildiği gibi birleşerek kalın ϵ martensite plakalarını oluşturmuştur.

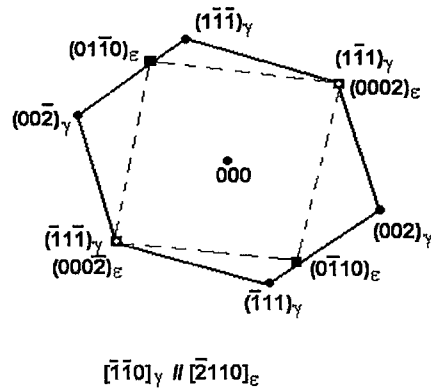
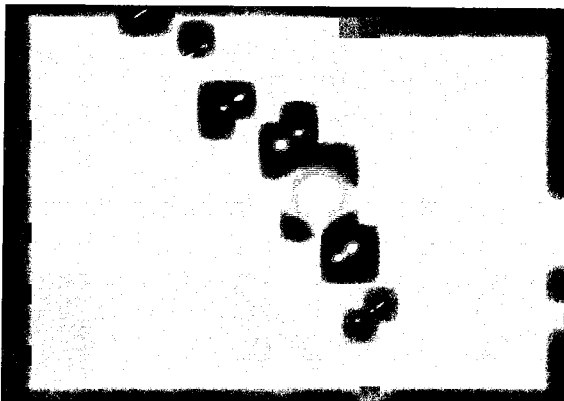
a)



b)



c)



Şekil 3.25. Zor etkisi ile oluşan ϵ martensite plakalarına ait a) Aydınlık alan görüntüsü, b) Karanlık alan görüntüsü, c) Kırınım deseni ve indis diyagramı

{111}_{f.c.c.} kayma düzleminde $\langle 112 \rangle_\gamma$ doğrultusunda Shockley kısmi dislokasyonlarının hareketi ile ϵ martensite plakaları meydana gelmiştir. Kısmi dislokasyonların hareketi ile uygun olan düzlemler üzerinde kaymalar meydana gelir ve birinci düzlemin hareketinden sonra bu düzlem üzerinde yer alan diğer düzlemlerde de kaymalar olur ve bunun sonucu olarak yığılma kusurları meydana gelir^(5,10). Yığılma kusurlarının ϵ martensite plakaları oluştururken nasıl dizildikleri Yüksek Çözünürlü Elektron Mikroskobu (HREM) ile daha önceki çalışmalarda verilmiştir⁽⁹⁾.

ϵ martensite plakalarının kesişme bölgelerinde plastik deformasyon önemli rol oynar. Zorlanmanın artması ile bir çok kesişme bölgesinde yeni yönelimler ve çekirdeklenmeler oluşmuştur. Termal etki ile yalnızca ϵ martensite yapı ortaya çıkmış iken plastik deformasyon sonucunda ϵ martensite plakalarının kesişme bölgelerinde α' (b.c.c.) türü martensite yapı oluşmuştur^(13,41,82). Şekil 3.26'da α' martensite'nin mikro yapısı ve elektron kırınım deseni verildi. ϵ martensite plakalarının kesişme bölgelerinde meydana gelen α' martensite'nin austenite faz ve ϵ martensite faz arasındaki ilişki daha önceki çalışmalarda ortaya konulmuştur⁽⁴¹⁾. ϵ martensite varyantlarının veya benzer kesme mekanizmalarının kesişme bölgelerinde α' martensite oluşturma mekanizması Olson ve Cohen⁽¹¹⁾ tarafından ortaya konulmuştur.

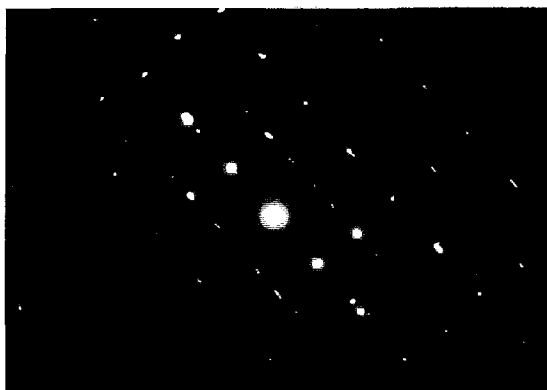
a)



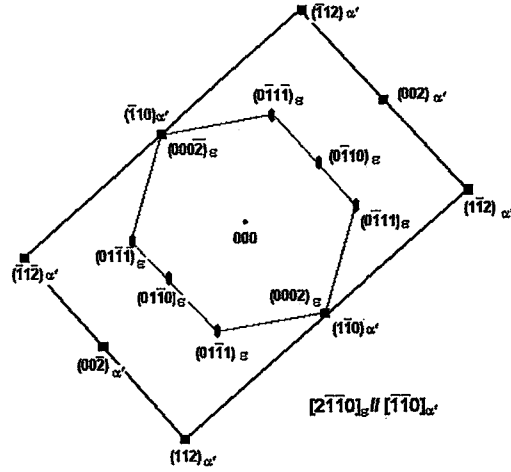
b)



c)



d)



Şekil 3.26. Zor etkisi ile oluşan α' (b.c.c) martensite'nin **a)** Aydınlık alan görüntüsü, **b)** Karanlık alan görüntüsü, **c)** Kırınım deseni, **d)** İndis diyagramı

Şekil 3.26.c'de iki yapının ara bölgesinden alınan elektron kırınım deseni ve bu desene ait indis diyagramı verildi. İndis diyagramından da görüldüğü gibi ε ve α' martensite düzlemleri aynı kırınım deseninde görülmektedir. Yang ve Wayman⁽⁴³⁾, plastik deformasyon sonucu yeni ε martensite plakaları ve bu plakaların kesişme bölgelerinde α' martensite fazın oluştuğunu belirtmiştir. Bu ara bölgeden alınan elektron kırınım deseninin analizi ile her iki faza ait düzlemler ve yönelimler bulunmuştur. Bu çalışmada da Şekil 3.26.a'da işaretlenen ara bölgeden alınan kırınım deseninin analizi sonucunda, ε martensite ve α' martensite'ye ait düzlemler elde edildi. Bu analizden yararlanarak

$$\{111\}_\gamma // \{0001\}_\varepsilon // \{\bar{1}01\}_{\alpha'}, <01\bar{1}\rangle_\gamma // <\bar{1}2\bar{1}0\rangle_\varepsilon // <111\rangle_{\alpha'}$$

yönelme ilişkisi ortaya konuldu. Bulduğumuz bu yönelme ilişkisi literatür ile uyum içindedir⁽⁴³⁾.

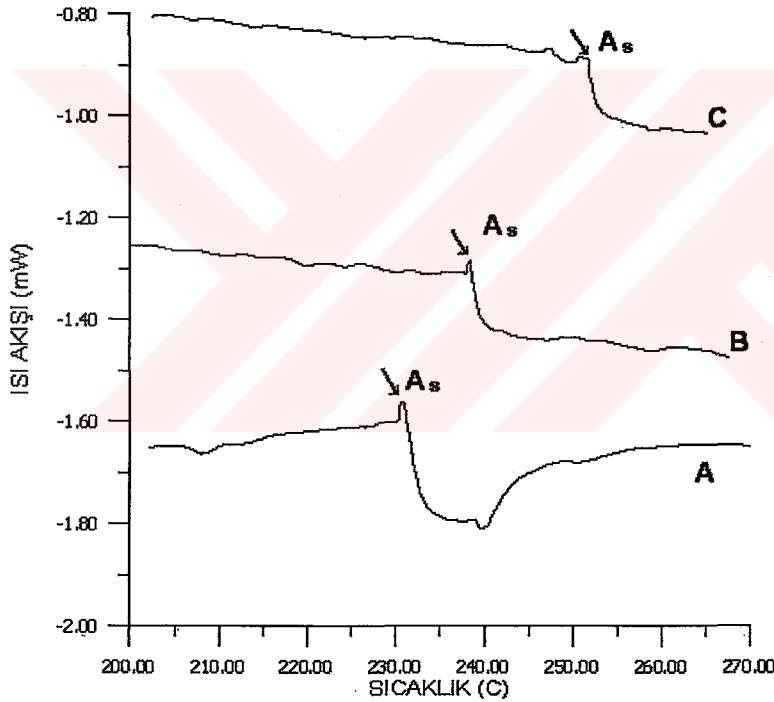
3.3. Plastik Deformasyonun Dönüşüm Sıcaklıklarına Etkisi

Dış zor ile meydana getirilen plastik zorlanmaların dönüşüm sıcaklığı üzerine etkisini araştırmak için 1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat ısıtılma tabii tutulan ve oda sıcaklığındaki suda soğutulan numuneler, basma zoru ile %4 ve %25 oranlarında plastik deformasyona uğratıldılar ve daha sonra bu numunelerin DSC ölçümleri alındı. İkinci olarak da aynı sıcaklıkta fakat farklı sürelerde homojenleştirilen ve aynı oranda plastik zorlanma uygulanan numunelerin DSC ölçümleri alınarak homojenleştirme süresinin dönüşüm sıcaklıkları üzerine etkisi incelendi.

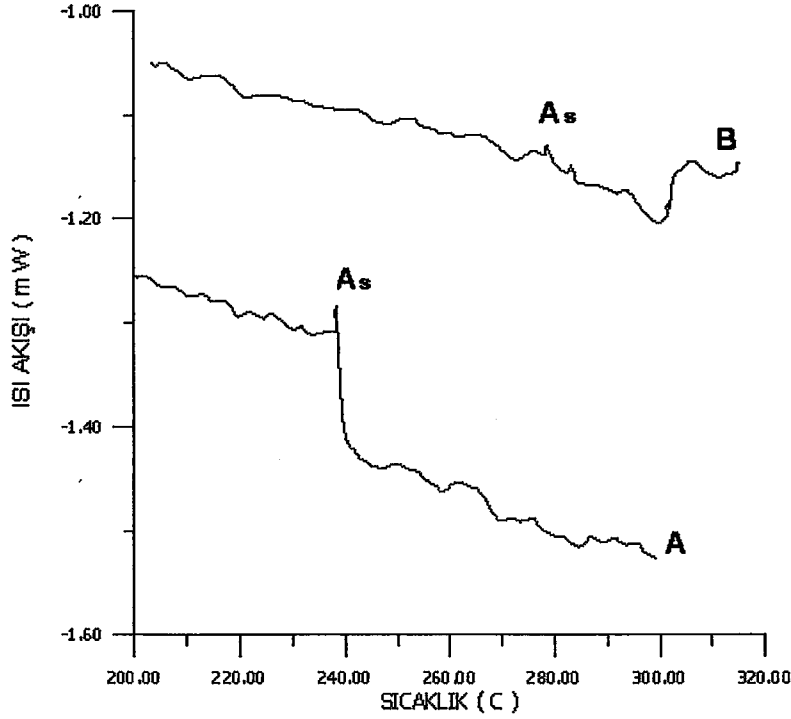
Bir çok alaşımda tane boyutunun dönüşüm sıcaklıkları üzerine etkisi araştırılmıştır^(2,16,68). Ni-Ti alaşımlarında tane boyutunun küçülmesi ile M_s sıcaklığının arttığı bulunmuştur. Bununla beraber alaşım içinde martensite çekirdeklenmesine sebep olan kusurların artması ile de M_s sıcaklığının arttığı tespit edilmiştir⁽⁶⁸⁾. Kobalt metalinde f.c.c.→h.c.p. martensite faz dönüşümünü incelenmiş ve tane boyutunun artması ile M_s sıcaklığının arttığı belirlenmiş, bunun nedeni ise dislokasyon ve diğer kusurların büyük taneler içinde daha fazla bulunmasına bağlanmıştır⁽²⁾. $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensite faz dönüşümünde tane boyutunun M_s sıcaklığını etkilediği ve tane boyutunun artması ile M_s sıcaklığının da arttığı ortaya konulmuştur^(16,68).

Şekil 3.27'de A eğrisinde 1050 °C sıcaklıkta 1,5 saat tavlanan ve oda sıcaklığındaki suya atılan numunenin martensite-austenite ters dönüşüm sıcaklığı (A_s) ile gösterildi. B ve C eğrilerinde ise sırasıyla %4 ve %25 oranlarında zorlanan numunelerin A_s sıcaklıkları gösterildi. Şekil 3.27'de

verilen grafiklerden de görüldüğü gibi zor miktarı arttıkça martensite yapıdan austenite yapıya dönüşme sıcaklığı (A_s) da yükselmektedir. Dönüşüm sıcaklığının değişmesi, zor uygulanan numunelerin iç yapılarında meydana gelen kusurların artması ile meydana gelir. Oluşan bu kusurlar dönüşüm sırasında kimyasal serbest enerjinin azalmasına yol açar ve dönüşüm için gerekli olan sıcaklık değeri yükselir^(32,70). Şekil 2.27'de verilen eğrilerden de görüldüğü gibi plastik zorlanma miktarı arttıkça geri dönüşüm için gerekli olan enerji miktarı azalır.



Şekil 3.27. 1050 °C'de 1,5 saat tavlanan numuneye çeşitli oranlarda uygulanan plastik zorlanma etkisi ile A_s sıcaklığının değişimi



Şekil 3.28. 1050 °C'de 1,5 ve 8 saat ısıl işleme tabi tutulan numunelerin %4 plastik deformasyona uğratılması sonucu A_s sıcaklığının değişimi

1050 °C sıcaklıkta 1,5 ve 8 saat ısıl işleme tabi tutulan numuneler %4 plastik deformasyona uğratıldıklarında bunların A_s dönüşüm sıcaklıkları Şekil 3.28'de gösterildi. A eğrisi 1,5 saat ısıl işleme tabi tutulan ve %4 plastik deformasyona uğratılan numunenin, B eğrisi ise 8 saat ısıl işleme tabi tutulan ve %4 plastik deformasyona uğratılan numunenin ısı akışı–sıcaklık grafiğidir. A eğrisinde işaretlenen A_s sıcaklığının B eğrisinde işaretlenenden daha düşük olduğu görülmektedir. İki numune de aynı miktarda plastik zorlanmaya uğramasına rağmen bunların dönüşüm sıcaklıkları arasında fark vardır. Bu farkın sebebinin ısıl işlem süresinden kaynaklandığı tahmin edilmektedir. Uygulanan zor miktarı artıçça grafiklerden de görüldüğü gibi dönüşüm piklerinin keskinliği azalmaktadır^(2,88,89).

4. SONUÇ

Bu çalışmada, Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni (% ağırlık) alaşımında meydana gelen martensite faz dönüşümünün yapısal, kristalografik ve termodinamik özellikleri açıklandı. Bu alaşımda, atermal özellik gösteren martensitik dönüşümün karakteristik özellikleri üzerine termal ve zor etkileri araştırıldı. Termal etkili martensitik dönüşümde, ısıtma işlem süresinin ve soğutma hızının makro ve mikro yapılar üzerine etkileri Elektron Mikroskop teknikleri kullanılarak incelendi. Bununla beraber ısıtma işlem süresinin martensite fazın dönüşüm miktarına etkisi ele alındı. Yine oda sıcaklığında yapılan zorlanma deneyleri ile austenite ve martensite fazların mekanik özellikleri ortaya çıkarıldı. Plastik deformasyonun dönüşüm sıcaklıkları üzerine etkisi incelendi.

Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımına aynı sıcaklıkta ve aynı sürede ısıtma işlem uygulanmasına rağmen; oda sıcaklığında suya atılarak hızlı soğutma işlemi ile martensite faz dönüşümü oluşurken fırında yavaş soğutulan numunenin austenite fazda kaldığı gözlemlendi. İncelediğimiz bu alaşımda, martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvvetin yavaş soğutma sonucu oluşmadığı görüldü. Isıtma işlem sırasında numunenin hızlı soğutulması ile numunede meydana getirilen sıcaklık değişiminin martensitik dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvveti meydana getirdiği anlaşıldı. Sonuç olarak; ani sıcaklık değişimi sonucu meydana gelen enerji farkının bu alaşımda görülen $\gamma \rightarrow \epsilon$ türü martensitik dönüşüm için yeterli olduğu anlaşıldı.

Termal etkili martensitik dönüşümün SEM incelemelerinde meydana gelen ürün fazın ϵ türü martensite olduğu ve ϵ martensite plakalarının austenite faz içinde birbirine paralel bantlar şeklinde meydana geldiği görüldü. Yüzey gözlemlerinden ϵ martensite plakalarının tane sınırlarından başlayarak oluştuğu gözlemlendi. Martensite fazın çekirdeklenmesine sebep olan kristal kusurlarının tane sınırlarında daha fazla olduğu sonucuna varıldı. Bunun yanı sıra martensite fazın büyümesi sürecinde kristal içindeki kusurların martensite fazın büyümesini engellediği göz önüne alındığında ise plakaların büyümesinin tane sınırlarındaki kusurlar tarafından durdurulduğu söylenebilir. Sonuç olarak; alaşımda oluşan tane sınırlarının ϵ martensite plakalarının başladığı veya sona erdiği bölgeler olduğu SEM gözlemleri ile ortaya kondu.

Yapılan ısı işlemler sonucu, austenite ve austenite + martensite fazlar içeren numunelerde çeşitli büyüklüklerde tanelerin (grains) oluştuğu gözlemlendi. Aynı süre ve sıcaklıkta ısı işleme tabi tutulan numunelerden, yavaş soğutulan numunede tane boyutunun hızlı soğutulan numuneye göre daha büyük olduğu gözlemlendi. Bununla beraber farklı sürelerde tavlanan ve aynı soğutma işlemine tabi tutulan numunelerden homojenleştirme süresi fazla olan numunenin tane boyutunun daha büyük olduğu gözlemlendi. Sonuç olarak; soğutma hızının artması ile tane boyutunun küçüldüğü ve homojenleştirme süresinin artması ile de tane boyutunun büyüdüğü ortaya çıktı.

Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında oluşan ϵ martensite plakaların yüzey morfolojileri homojenleştirme süresinin artması ile değişmiştir. Isıl işlem süresinin az olduğu numunelerde ϵ martensite

plakalarının genelde taneler içinde tek bir yönelim göstermelerine karşın homojenleştirme süresinin artması durumunda aynı tane içinde farklı yönelime sahip plakaların oluştuğu gözlemlendi. Isıl işlem süresinin fazla olduğu numunelerde tane sınırının büyük olması sebebi ile daha uzun ve değişik yönelime sahip ϵ martensite plakaları oluşmuştur. Bu yönelimlerin rasgele olmadığı literatürde verilen ϵ martensite yüzey yapısına uyduğu anlaşıldı. Bu durumda ısı işlem süresinin ϵ martensite plakalarının yüzey morfolojisini değiştirdiği sonucuna varıldı.

Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında termal etki ile meydana gelen austenite ve martensite fazların mikro yapıları incelendi. TEM aydınlık alan görüntülerinden ϵ martensite plakalarının ince uzun ve çubuk şeklinde oldukları gözlemlendi. ϵ martensite'lerin tek tek bantlardan oluşabildikleri gibi birbirine paralel bantlardan da meydana geldiği görüldü. Elektron kırınımı yöntemi kullanılarak austenite fazın γ (f.c.c.), martensite fazın ise ϵ (h.c.p.) olduğu belirlendi. Bu alaşımda ϵ martensite kristalleri ana fazın $\{111\}_\gamma$ düzlemlerine yerleşmiştir. F.c.c.→h.c.p. martensite faz dönüşümünün $\{111\}_\gamma$ düzlemlerinden $\langle 11\bar{2} \rangle_\gamma$ doğrultusundaki kesme sistemleri ile meydana geldiği ortaya çıkarıldı.

Yavaş soğutma işlemi uygulanmış numunenin TEM çalışmasında dislokasyonların ve yığılma kusurlarının tane sınırlarından itibaren ortaya çıktığı görüldü. Dislokasyonların tane sınırlarından büyümeye başlayarak dislokasyon şebekelerini oluşturdukları, bunun yanı sıra dislokasyonların birleşerek yığılma kusurlarını meydana getirdikleri düşünülebilir. Yavaş

soğutma sonucu austenite faz içinde dislokasyonların oldukça yoğun olduğu TEM gözlemlerinden ortaya konuldu.

Yavaş soğutulan numunelerin yüzey incelemelerinde ϵ martensite yapıya rastlanmaz iken mikro yapı incelemelerinde austenite faz içerisinde çok az miktarda ϵ martensite faza rastlanıldı. Çok ince plakalar şeklinde oluşan ϵ martensite plakaların tane sınırlarında başladığı gözlemlendi. Bununla beraber oluşan ϵ martensite plakalarının austenite faz içerisinde rasgele yönelimlere sahip olmadıkları, bu yönelimlerin $\{111\}_\gamma$ düzlemleri üzerinde olduğu anlaşıldı. Aynı sıcaklıkta ve aynı sürede homojenleştirilen ve hızlı soğutulan numunelerde ise yavaş soğutulan numunelere göre ϵ martensite plakalarının daha kalın ve daha uzun olduğu gözlemlendi. Bu durumda yavaş soğutma esnasında daha az bir enerjinin açığa çıktığı ve bu nedenle oluşan ϵ martensite plakalarının kalınlıklarının çok ince olduğu görüldü.

Isıl işlem sürelerinin artması ile austenite faz içerisinde meydana gelen yığılma kusurlarının miktarının arttığı gözlemlendi. Yığılma kusurlarının birleşerek ϵ martensite plakalarını oluşturduğu göz önüne alındığında, ısıl işlem süresinin artması ile ϵ martensite miktarının arttığı sonucuna varılabilir.

Yığılma kusurları ϵ martensite plakalarını meydana getirirken düzensiz veya düzenli olarak birbiri üzerine yerleştiği gözlemlendi. Yığılma kusurlarının düzenli olarak yerleşmesi sonucu oluşan ϵ martensite plakalarının elektron kırınımı deseninde daha şiddetli pikler verdiği ortaya çıktı. Öte yandan düzensiz olarak yerleşen yığılma kusurlarının oluşturduğu ϵ martensite plakalarının daha kalın oldukları gözlemlendi. Sonuç olarak; yığılma

kusurları düzenli veya düzensiz olarak birbiri üzerine yerleşerek ϵ martensite plakalarını oluşturduğu tespit edildi.

Termal etki ile oluşan ϵ martensite plakalarının daha önce de belirttiğimiz gibi alaşım içinde rasgele yönelmedikleri görüldü. Alaşım içindeki yığılma kusurları ve martensite plakaları ana fazın $\{111\}_\gamma$ düzlemleri üzerine yerleşmişlerdir. Bu düzlemler arasındaki açılara yığılma kusurları ve martensite plakaların yönelimlerinin tam olarak uyduğu gözlemlendi.

Isıl işlem süresinin artması sonucu oluşan kalın ϵ martensite plakalarının içinde dislokasyonların bulunduğu TEM gözlemlerinde ortaya kondu. Ana fazda oluşan dislokasyonların dönüşümden sonra ϵ martensite plakalarının içinde kaldığı sonucuna varıldı.

Termal etki ile meydana gelen $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensite faz dönüşümünün kristalografisi ortaya konuldu. Austenite fazın $(011)_\gamma$ düzleminin küresel iz düşümü üzerinde, martensite faza ait olan normaller ve doğrultular gösterildi. Küresel iz düşüm üzerindeki yönelimlerden yararlanılarak alışım düzlemi belirlendi. Martensitik dönüşüm sırasında değişmeden kalan ve her iki fazın da ortak düzlemi olan alışım düzleminin $\{111\}_\gamma$ olduğu bulundu. Yine elektron kırınımı desenleri kullanılarak austenite fazın $(1\bar{1}0)_\gamma$, martensite fazın $(10\bar{1}0)_\epsilon$ düzlemlerinin aynı küresel izdüşüm üzerine alınması ile her iki fazda da çakışık olan düzlemler ve doğrultular gösterildi. Bu düzlem ve doğrultular dikkate alındığında iki faz arasındaki dönme bağıntısının, Shoji–Nishiyama türü kristalografik dönme bağıntısına uyduğu anlaşıldı.

Aynı sıcaklıkta, çeşitli sürelerde ısıtılarak austenite ve martensite fazlar elde edilen numunelere, oda sıcaklığında çeşitli oranlarda basma zoru uygulandı. Basma zoru ile meydana getirilen plastik zorlanma sonucunda numunelerin mekanik ve yapısal özelliklerindeki değişiklikler incelendi. Oda sıcaklığında austenite ve martensite fazlarda bulunan numunelerin mekanik davranışları karşılaştırıldığında; martensite faz içeren numunenin yalnızca austenite faz içeren numuneye göre daha fazla zorlandığı görüldü. Yavaş soğutma sonucu oluşan austenite taneciklerinin hızlı soğutma işlemi yapılarak ortaya çıkan taneciklerden daha büyük olmasının zorlanmayı değiştirdiği anlaşıldı. Austenite ve martensite faz içeren numunenin zorlanmasının büyük olmasının bir diğer sebebi ise her iki fazı içeren numunenin daha kararsız bir yapıda olmasıdır. Sonuç olarak; küçük tane yapısına sahip numunelerin zorlanmalarının büyük olduğu görüldü.

Farklı ısıtma süresinin alaşımın mekanik özelliklerini nasıl etkilediğini belirlemek için oda sıcaklığında zor-zorlanma deneyleri yapıldı. Zor-zorlanma grafiklerinden homojenleştirme süresinin artması ile zorlanmanın azaldığı görüldü. Bu durumun alaşımında oluşan tanelerin büyüklükleri ile alaşım içinde oluşan martensite yapının miktarından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Oda sıcaklığında austenite fazda bulunan numuneye elastik sınırın hemen üstünde uygulanan plastik deformasyonla, kristal taneleri içinde birbirine paralel ϵ martensite plakalarının olduğu SEM incelemelerinde görüldü. Austenite faz içerisinde yer alan kusurların zor etkisi ile uygun yönelimlerde martensite varyantları oluşturduğu sonucuna varıldı. Aynı

numunenin daha büyük oranda plastik deformasyonu sonucu ise yine taneler içinde oluşan martensite plakaların büyüdüğü ve bazı plakaların kırıldığı görüldü.

Oda sıcaklığında austenite + martensite fazda bulunan numune esneklik sınırına yakın değerlerde plastik zorlanmaya uğratıldığında, ϵ martensite plakalarının daha kalın olarak meydana geldiği görüldü. ϵ martensite plakalarındaki bu büyümenin nedeni ise austenite faz içindeki yığılma kusurlarının birleşerek daha kalın plakaları oluşturmasına bağlandı. Aynı numune daha büyük oranda plastik zorlanmaya uğratıldığında ise ϵ martensite plakalarında meydana gelen değişimin yavaş soğutulan numunede meydana gelen değişimle aynı olduğu gözlemlendi. Bu ise bize plastik zorlanmanın büyük olduğu durumlarda soğutma hızının etkisini kaybettiği sonucunu vermektedir.

Isıl işlem süresi fazla olan numunelere oda sıcaklığında uygulanan plastik deformasyon sonucu yüzey morfolojilerinde meydana gelen değişiklikler incelendi. Plastik deformasyon miktarının az olduğu numunelerde taneler içinde oluşan plakaların oldukça uzun ve birbirine paralel olduğu gözlemlendi. Tane boyutunun büyük olması sebebiyle aynı tane içinde zorlanma ikizlerinin oluştuğu görüldü. Aynı ısıl işleme tabi tutulan numuneler daha fazla plastik deformasyona uğratıldığında ise belirgin bir şekilde tane sınırlarından başlayan yeni ϵ martensite plakalarının oluştuğu ve oluşan bu plakaların termal etkiyle oluşan plakalardan daha kalın olduğu anlaşıldı. Sonuçta plastik deformasyon miktarı arttıkça martensite faz miktarının arttığı söylenebilir.

Fe-%12,5Mn-%5,5Si-%9Cr-%3,5Ni alaşımında termal etki ile yalnızca ϵ martensite faz oluşmuş iken plastik zorlanma sonucunda ϵ martensite plakaları ve bu plakaların kesişme b6lgelerinde α' (b.c.c.) martensite'nin oluştuğu g6zlendi. Plastik zorlanmanın etkisi ile kırılan ϵ martensite plakalarının kesişme b6lgelerinde α' fazın ortaya çıkmasının nedeni, plakaların kesişme b6lgelerinde uygun s6r6c6 kuvvetin zor etkisi ile oluşan kusurlardan kaynaklandığı d6ř6n6l6r. Fe-Mn-Si-Cr-Ni alaşımlarında oluşan α' martensite yapının, bu alaşımlarda g6zlenen şekil hatırlama 6zelliğini azalttığı bilinir^(6-9,15). Sonuç olarak; plastik deformasyon oranının artması ile ϵ martensite plakaların kesişme b6lgelerinde α' martensite yapının oluştuğu g6zlendi.

M_s d6n6ř6m sıcaklığının altında plastik deformasyona uğratılmış austenite ve martensite yapıların TEM incelemelerinde mikro yapılarında meydana gelen değişiklikler g6zlendi. Austenite yapıda bulunan numuneye uygulanan plastik deformasyon sonucunda, tane sınırlarından başlayan ϵ martensite plakalarının oluştuğu g6r6ld6. Sonuç olarak; plastik deformasyon sonucunda termal etki ile oluşan ϵ martensite plakalarının kalınlıklarının ve miktarlarının arttığı g6zlendi.

Austenite ve martensite fazların her ikisini de içinde barındıran numune oda sıcaklığında plastik zorlanmaya tabi tutulduğunda, bu numunenin içinde çok kalın martensite plakalar oluştuğu ve bu plakaların termal etki ile oluşan plakalardan çok uzun ve kalın oldukları g6r6ld6. Aynı zamanda numunenin mikro yapısı incelendiğinde yığılma kusurlarının miktarının arttığı g6zlendi. Deformasyon etkili ϵ martensite plakalarının termal

etkide olduğu gibi birbirleri ile belirli yönelimler oluşturduğu görüldü. Yine ϵ martensite plakalarının austenite fazın $\{111\}_\gamma$ düzlemleri üzerinden başlayarak oluştukları elektron kırınımı deseni analizleri ile ortaya çıkarıldı. Numunenin plastik deformasyona uğratılması sonucu ϵ martensite plakalarının yönelimleri genelde üç doğrultuda meydana gelmiştir ve bu bulgular literatür ile uyum içindedir⁽⁵⁾. Sonuç olarak; ϵ martensite plakalarının plastik zorlanmanın etkisi ile austenite faz içerisinde uygun varyantlar halinde oluştukları ve bu varyantların yönelimlerinin de numunenin şekil değişimini minimum yapacak doğrultuda olduğu gözlemlendi.

Isıl işlem süresi fazla olan numuneler plastik deformasyona uğratıldığında yığılma kusurlarının miktarının arttığı ve bu yığılma kusurlarının birleşerek ϵ martensite plakalarını oluşturdıkları TEM gözlemlerinde ortaya konuldu. Kalın ϵ martensite plakalarının yığılma kusurlarının rasgele üst üste gelmeleri ile oluştuğu gözlemlendi. Termal etki ile oluşan martensite plakalarının zor etkisi ile kalınlaşması, zorlanma etkili martensite'nin bir özelliği olarak ortaya konuldu.

Termal etki ile meydana gelen ϵ martensite plakalarının kesişme bölgelerinde yalnızca ikizlemeler meydana gelmiş iken martensite yapıya uygulanan zor ile martensite plakalarının kesişme bölgelerinde α' martensite fazın oluştuğu mikro yapı incelemelerinde bulundu. Plastik zorlanma ile α' fazın yalnızca plakaların kesişme bölgelerinde oluşmasının sebebi, plakaların kesişme bölgelerinin austenite faza göre daha çok kusur içermesi olarak düşünülür^(8,13,17-19,24). Plastik deformasyon etkisi ile ϵ martensite plakalarının kesişme bölgelerinde α' fazın çekirdeklendiği ve büyüdüğü düşünülür. Mikro

yapılar üzerinden alınan elektron kırınımı desenlerinin analizi sonucunda bu bölgelerin ϵ ve α' martensite fazlar olduğu bulundu. Yine elektron kırınımı deseni analizinden yararlanılarak yönelim bağıntısı

$$\{111\}_\gamma // \{0001\}_\epsilon // \{\bar{1}01\}_{\alpha'}, <01\bar{1}\rangle_\gamma // <\bar{1}2\bar{1}0\rangle_\epsilon // <111\rangle_{\alpha'}$$

şeklinde bulundu.

Plastik deformasyonun austenite ve martensite dönüşüm sıcaklıkları üzerine etkisi incelendi. Yapılan DSC ölçümlerinde aynı ısıtma işlemine tabi tutulan numunelerde plastik deformasyon oranı arttıkça A_s dönüşüm sıcaklığının da arttığı gözlemlendi. A_s sıcaklığındaki bu değişimin, zor uygulanan numunelerin iç yapılarında meydana gelen kusurlardan kaynaklandığı anlaşıldı. Çünkü alaşımda oluşan bu kusurların martensite fazdan austenite faza dönüşüm için gerekli olan enerjiyi düşürdüğü düşünülür. Farklı ısıtma işlemine tabi tutulan ama aynı miktarda plastik deformasyona uğratılan numunelerde ise A_s dönüşüm sıcaklıklarının farklı olduğu görüldü. Isıtma işlem süresinin artması ile A_s sıcaklığının arttığı belirlendi. Dönüşüm sıcaklıkları üzerine deformasyonun ve ısıtma işlem süresinin etkili olduğu sonucuna varıldı.

KAYNAKLAR

1. L. Kaufman and M. Cohen, Prog. Metal Phys., **7**, 165(1958).
2. Z. Nishiyama, Martensitic Transformations, Academic Press, London, 1978.
3. T. N. Durlu, F.Ü. Fen ve Müh. Bilimleri Dergisi, **13**(1), 1(2001).
4. J. W. Christian, The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Pergamon Press, London, 1975.
5. T. Maki and K. Tsuzaki, Proc. of ICOMAT-92, 1151(1992).
6. H. Inagaki, Z. Metallkd, **83**, 90(1992).
7. H. Ohtsuka, S. Kajiwara, and T. Ishihara, Mater. Characterization, **32**, 229(1994).
8. H. Li, D. Dunne and N. Kennon, Mater. Sci. Eng., **A273-275**, 517(1999).
9. S. Kajiwara, Mater. Sci. Eng, **A273-275**, 67(1999).
10. G. B. Olson and M. Cohen, Metall. Trans. A, **7A**, 1897(1976).
11. G. B. Olson and M. Cohen, Metall. Trans. A, **7A**, 1905(1976).
12. G. B. Olson and M. Cohen, Metall. Trans. A, **7A**, 1915(1976).
13. N. Bergeon, G. Guenin and C. Esnouf, Mater. Sci. Eng., **A242**, 77(1998).
14. N. Bergeon, G. Guenin and C. Esnouf, Mater. Sci. Eng., **A242**, 87(1998).
15. G. J. Arruda, V. T. L. Buono and M. S. Andrade, Mater. Sci. Eng., **A273-275**, 528(1999).
16. B. C. Maji and M. Krishnan, Scripta Mater., **48**, 71(2003).
17. H. Inagaki, Z. Metallkd., **86**, 275(1995).
18. H. Inagaki, Z. Metallkd., **83**, 97(1992).
19. H. Inagaki, Z. Metallkd., **83**, 304(1992).
20. J. H. Yang and C. M. Wayman, Acta Metall. Mater., **40**, 2011(1992).

21. J. H. Yang and C. M. Wayman, *Mater. Characterization*, **28**, 23(1992).
22. J. H. Yang and C. M. Wayman, *Mater. Characterization*, **28**, 37(1992).
23. T. Kikuchi, S. Kajiwara and Y. Tomota, *Mater. Trans., JIM*, **36**, 719(1995).
24. K. Ogawa and S. Kajiwara, *Mater. Trans., JIM*, **34**, 1169(1993).
25. I. Karaman, H. Sehitoglu, K. Call, Y. I. Chumlyakov and H. J. Maier, *Acta mater.*, **48**, 1345(2000).
26. T. Tsuzaki, Y. Natsume, Y. Tomota and T. Maki, *Scripta Metall. Mater.*, **33**, 1087(1995).
27. M. Dikici, Fe Alaşımlarının Austenite – Martensite Dönüşümlerinde Çekirdeklenme Olayı, Yüksek Lisans Tezi, F.Ü.Fen Bil. Enst. Elazığ,1980.
28. D. A. Porter and K. E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Chapman and Hall, London, 1981.
29. P. C. Clapp, *J. Phys. (France)*, IV, **5**, 11(1995).
30. T. N. Durlu, *J. Mater. Sci.*, **36**, 5665(2001).
31. P. Marinelli, A. Baruj, J. Pons, M. Sade, A. Fernandez Guillermet and E. Cesari, *Mater. Sci. Eng.*, **A335**, 137(2002).
32. Y. T. Hsu and X. Zuyao, *Mater. Sci. Eng.*, **A273-275**, 494(1999).
33. T. N. Durlu, *J. Mater. Sci.*, **14**, 486(1979).
34. T. Kakeshita, K. Kuroiwa, K. Shimizu, T. Ikeda, A. Yamagishi and M. Date, *Mater. Trans., JIM*, **34**, 415(1993).
35. T. Kakeshita, K. Kuroiwa, K. Shimizu, T. Ikeda, A. Yamagishi and M. Date, *Mater. Trans., JIM*, **34**, 423(1993).
36. S. R. Pati and M. Cohen, *Acta Metall.*, **19**, 1327(1971).
37. S. Kajiwara, *Mater. Trans., JIM*, **33**, 415(1992).
38. K. Wakasa and C. M. Wayman, *Acta Metall.*, **29**, 973(1981).
39. T. N. Durlu and J. W. Christian, *Metal Sci.*, **8**, 1(1974).

40. C. M. Bikas, M. Krishnan and V. V. Rama Rao, *Metall. Mater. Trans.*, **34A**, 1029(2003).
41. J. H. Yang, H. Chen and C. M. Wayman, *Metall. Trans. A*, **23A**, 1431(1992).
42. J. H. Yang, H. Chen and C. M. Wayman, *Metall. Trans. A*, **23A**, 1439(1992).
43. J. H. Yang and C. M. Wayman, *Metall. Trans. A*, **23A**, 1445(1992).
44. M. Sade, K. Halter and E. Hornbegen, *J. Mater. Sci. Lett.*, **9**, 112(1990).
45. Q. Zuorxiang, Y. Manping and Z. Yansheng, *J. Mater. Sci.*, **31**, 2311(1996).
46. J. W. Christian, *Metall. Trans. A*, **14A**, 1237(1983).
47. I. Karaman, H. Sehitoglu, H.J. Maier, and M. Balzer, *Metall. Mater. Trans.*, **29A**, 427(1998).
48. T. N. Durlu, *J. Mater. Sci.*, **11**, 702(1992).
49. C. M. Wayman, *Introduction to The Crystallography of Martensitic Transformations*, The Macmillan Company, New York, 1964.
50. A. G. Khachaturyan, *Theory of Structural Transformations in Solids*, John Wiley, New York, (1983).
51. J. H. Yang and C. M. Wayman, *Acta Metall. Mater.*, **40**, 2025(1992).
52. D. Hull, *Introduction to Dislocation*, Pergamon Pres, London, 1965.
53. M. S. Wechsler, D. S. Lieberman and T.A. Read, *J. Metals*, 1503 (1953).
54. J. S. Bowles and J. K. Mackenzie, *Acta Met.* **2**, 129(1954).
55. J. K. Mackenzie and J. S. Bowles, *Acta Met.* **2**, 138(1954).
56. D. S. Liberman, M.S. Wechsler and T. A. Read, *J. Appl. Phys.*, **26**, 473(1955).
57. H. K. D. H. Bhadeshia, *ISIJ International*, **42**, 1059(2002).
58. C. M. Wayman, *J. Less-Common Metals*, **28**, 98(1972).

59. J. S. Bowles and D. P. Dunne, *Metal Sci. J.*, **7**, 118(1973).
60. N. Navruz, *Demir Bazlı Alaşımlarda ϵ Martensite'in Oluşumu ve Diğer Martensite Türleri ile Etkileşmesi*, Doktora Tezi, A.Ü. Fen Bil. Enst. Ankara, 1996.
61. J. C. Fisher, J. H. Holloman, J. M. Aime, and D. Turnbull, *Metals Trans.*, **185**, 691(1949).
62. J. P. Hirth and J. Lothe, *Theory of Dislocations*, Second Edition, A Wiley – Interscience Publication, New York, 1982.
63. K. P. Staudhammer, S. S. Hecker and L. E. Murr, *Proc.Int.Conf. on Solid – Solid Phase Transformations. Carneie – Mellon Uniu.*, Pittsburgh, PA 1981.
64. A. Sato and T. Mori, *Mater. Sci. Eng.*, **A146**, 197(1991).
65. A. Sato, E. Chishima, K. Soma and T. Mori, *Acta Metall.*, **30**, 1177(1982).
66. D. R. Askeland, *The Science and Engineering of Materials*, I. Cilt(Çevri: Dr. M. Erdoğan), Nobel Yayınları, Ankara 1998.
67. T. Shiming, L. Jinhai and Y. Shiwei, *Scripta Metall. Mater.*, **25**, 2613(1991).
68. B. H. Jiang, L. Sun, R. Li, and T. Y. Hsu, *Scripta Metall. Mater.*, **33**, 63(1995).
69. M. M. Reyhani and P. G. McCormick, *Mater. Sci. Eng.*, **A160**, 57(1993).
70. T. Aikawa, Y. Nishino and S. Asano, *Scripta Metall. Mater.*, **29**, 135(1993).
71. S. Takaki, H. Nakatsu and Y. Tokunaga, *Mater. Trans., JIM*, **34**, 489(1993).
72. A. Baruj, H. E. Troiani, M. Sade and A. Fernandez Guillerment, *Phil. Mag. A*, **80**, 2537(2000).
73. L. Jian and C. M. Wayman, *Scripta Metall. Mater.*, **27**, 379(1992).
74. S. Matsumoto, A. Sato and T. Mori, *Acta Metall. Mater.*, **42**, 1207(1994).

75. M. H. Loretto, *Electron Beam Analysis of Materials*, Second Edition, Chapman & Hall, London, 1994.
76. P. B. Hirsch, *Electron Microscopy of Thin Crystals*, Fourth Impression, Butterworths, London, 1971.
77. K. K. Jee, S. H. Baik, B. J. Lee, M. C. Shin and C. S. Choi, *Scripta Metall. Mater.*, **33**, 1901(1995).
78. E. Guatier, J. S. Zhang and X. M. Zhang, *J. Phys. (France) IV*, **5**, 41(1995).
79. H. E. Deve and R. J. Asaro, *Metall. Trans., A*, **20A**, 579(1989).
80. S. V. Harren, H. E. Deve and R. J. Asaro, *Acta Metall.*, **36**, 2435(1988).
81. K. Tsuzaki, Y. Natsume and T. Maki, *J. Phys. (France) IV*, **5**, 409(1995).
82. T. Kikuchi, S. Kajiwara and Y. Tomota, *J. Phys. (France) IV*, **5**, 445(1995).
83. H. Ohtsuka, S. Kajiwara, T. Kikuchi, T. Ishihara and K. Nagai, *J. Phys. (France) IV*, **5**, 451(1995).
84. K. Tsuzaki, M. Ikegami, Y. Tomota, Y. Kurokawa, W. Nakagawara and T. Maki, *Mater. Trans., JIM*, **33**, 263(1992).
85. K. K. Jee, W. Y. Jang, S. H. Baik, M. C. Shin and C. S. Choi, *Scripta Mater.*, **37**, 943(1997).
86. K. Tsuzaki, S. Fukasaku, Y. Tomota and T. Maki, *Mater. Trans., JIM*, **32**, 222(1991).
87. X. X. Wang, W. X. Wang and L. Zhao, *Proc. of ICOMAT-92*, 1199(1992).
88. A. Ariapour, I. Yakubtsov and D. D. Perovic, *Mater. Sci. Eng.*, **A262**, 39(1999).
89. T. Shiming, L. Jinhai and Y. Shiwei, *Scripta Metall. Mater.*, **25**, 1119(1991).

ÖZGEÇMİŞ

1971 yılında Ermenek'te doğdu. İlk ve Orta Öğrenimini Ermenek'te tamamladı. 1992 yılında girdiği Ondokuz Mayıs Üniversitesi Eğitim Fakültesi Fizik Öğretmenliği Bölümün'den 1996 yılında mezun oldu. Aynı yıl Ondokuz Mayıs Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında Yüksek Lisans Programı'na başladı ve 1998 yılında mezun oldu. 1996–1999 yılları arasında Milli Eğitim Bakanlığında Öğretmen olarak görev yaptı. 1999 yılında Kırıkkale Üniversitesi Eğitim Fakültesi'nde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. 2000 yılında Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında Doktora Programı'na başladı. Halen Kırıkkale Üniversitesi Eğitim Fakültesi'nde Araştırma görevlisi olarak çalışmalarını sürdürmektedir.

Talip KIRINDI