

154902

KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI
DOKTORA TEZİ

ŞEKİL HATIRLAMALI Cu-%11.92Al-%3.78Ni ALAŞIMINDA
MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER ÜZERİNDE
TERMAL VE MEKANİK ETKİLER

UĞUR SARI

KASIM 2004

Fen Bilimleri Enstitü Müdürünün onayı.

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

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

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Tahsin Nuri DURLU

Prof. Dr. Mehmet GÜNDÜZ

Prof. Dr. Hüseyin AKTAŞ

Prof. Dr. İlhan AKSOY

Doç. Dr. Halit GÜNDOĞAN



Sevgili Aileme...

ÖZET

ŞEKİL HATIRLAMALI Cu-%11.92Al-%3.78Ni ALAŞIMINDA MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER ÜZERİNDE TERMAL VE MEKANİK ETKİLER

SARI, Uğur

Kırıkkale Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı, Doktora Tezi

Danışman : Prof. Dr. İlhan AKSOY

Kasım 2004, 150 sayfa

Bu çalışmada, şekil hatırlamalı Cu - %11.92Al - %3.78Ni (% ağırlık) alaşımında termoelastik martensitik dönüşümler üzerinde ısısal davranış etkisi ve deformasyon etkisi incelenerek termal-etkili ve zor-etkili martensitik dönüşümün kristalografik, morfolojik, mekanik ve termodinamik özellikleri çeşitli fiziksel yöntemlerle ortaya konuldu.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında termal etki sonucu DO₃ ana fazdan β_1' ve γ_1' olmak üzere iki tip martensitenin meydana geldiği ve oluşan martensite türünün ısısal davranışa bağlı olduğu görüldü. Termoelastik martensitik dönüşümün; 18R veya 2H yığılma düzenine sahip atomik düzlemlerden oluşan varyantların, toplam şekil değişimini en aza indirebilmek için birbiriyle uyum içinde yapılanması şeklinde gerçekleştiği yüzey ve

mikroyapı incelemeleriyle ortaya çıkarıldı. Bu yapılanmada 2H martensite varyantların $(\bar{1}21)_{2H}$ düzlemine göre ikiz ilişkili olduğu görüldü ve ikiz varyantlar arasında $(\bar{1}21)_A \parallel (\bar{1}21)_C : [2\bar{1}0]_A \parallel [2\bar{1}0]_C$ şeklinde yönelim bağıntısı bulundu.

Austenite tane büyüklüğünün ve martensite yapının alaşımın mekanik özellikleri üzerinde etkisi, oda sıcaklığında mekanik test yöntemleri ile araştırılarak alaşımın farklı ısı işlemler sonrası farklı zor-zorlanma davranışı sergilediği görüldü.

Şekil hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite yapı üzerinde deformasyon etkisi mikroskobik yöntemler kullanılarak incelendi ve makroskobik şekil değişimi oluşturacak biçimde etkiler görüldü. Uygulanan dış zor altında β'_1 ve γ'_1 şeklinde iki tür martensite yapının meydana geldiği tespit edildi. Alaşımın martensite durumunda (M_f 'nin altında), plastik deformasyona uğratılması sonucu; ikizlenmeler ve martensite varyantlara ait arayüzey hareketlerinin gerçekleştiği, sonuç olarak martensite yapının uygulanan zorun yönüne bağlı olacak şekilde en uygun yönelimi seçerek yeniden düzenlendiği belirlendi. Deformasyon etkili 18R martensite varyantların $(\bar{1}28)_{18R}$ düzlemine göre ikiz ilişkili olduğu tespit edildi ve $(\bar{1}28)_A \parallel (\bar{1}28)_C : [\bar{4}61]_A \parallel [\bar{4}61]_C$ şeklinde ikiz yönelim bağıntısı bulundu.

Anahtar Kelimeler: Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımı, DO₃ Austenite Faz, Martensite Faz Dönüşümü, β'_1 Martensite, γ'_1 Martensite, İkizlenme, Plastik Deformasyon, Zor-Zorlanma Davranışı, Martensitik Dönüşüm Sıcaklığı

ABSTRACT

MECHANICAL AND THERMAL EFFECTS ON MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN SHAPE MEMORY Cu - 11.92wt%Al - 3.78wt%Ni ALLOY

SARI, Uğur

Kırıkkale University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics, Ph. D. Thesis

Supervisor : Prof. Dr. İlhan AKSOY

November 2004, 150 pages

In this study, effects of deformation and thermal treatments on thermoelastic martensitic transformations in shape memory Cu-11.92wt%Al-3.78wt%Ni alloy have been studied, and morphologic, crystallographic, mechanic and thermodynamic properties of stress-induced and thermal-induced martensitic transformations have been investigated using physical characterization methods.

In Cu-11.92%Al-3.78%Ni alloy, it was observed that two kinds of thermal induced martensitic phases, β'_1 and γ'_1 , from DO₃ parent phase and the kind of the produced martensite depends on heat treatment. As a result of the investigation of the surface morphology and microstructure it was observed that thermoelastic martensitic transformation was from 18R or 2H close-packed periodic stacking order martensite variants occurred in a self-accommodating manner to minimize the total shape change. In this

constitution, 2H martensite variants were seen to be twin-related with respect to the $(\bar{1}21)_{2H}$. The orientation relationship for this twin variants have been found as $(\bar{1}21)_A \parallel (\bar{1}21)_C : [2\bar{1}0]_A \parallel [2\bar{1}0]_C$.

In this alloy, effects of the martensite structure and the grain size of the austenite crystal structure on the mechanical properties of the alloy was investigated by means of mechanical test carried out at room temperatures. Stress-strain behaviour was observed to be different depending on the heat treatment given to the alloy before the stress applied.

Effects of deformation on martensite structure in shape memory Cu-11.92%Al-3.78%Ni alloy have been investigated using microscopic methods, SEM and TEM. The effects were observed in order to produce the macroscopic shape change. Stress induced β'_1 and γ'_1 martensite phases occurred under an applied external stress. Deformation in the martensitic state (below M_f) of the alloy was results in twinning, interface movement and variant coalescence. As a result of the deformation martensite structure was most favourably oriented with respect to the applied stress. Deformation induced 18R martensite variants was seen to be twin-related with respect to the $(\bar{1}28)_{18R}$. The orientation relationship for twin variants have been found as $(\bar{1}28)_A \parallel (\bar{1}28)_C : [\bar{4}61]_A \parallel [\bar{4}61]_C$.

Key Words: Shape Memory CuAlNi Alloy, DO₃ Austenite Phase, Martensite Phase Transformation, β'_1 Martensite, γ'_1 Martensite, Twinning, Plastic Deformation, Stress – Strain Behaviour, Martensitic Transformation Temperature

TEŞEKKÜR

Doktora öğrenimimin her aşamasında değerli bilgi, öneri ve eleştirileri ile çalışmalarına yön veren ve her konuda destek olan saygı değer hocam, Sayın Prof. Dr. İlhan AKSOY'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Üniversitemize Elektron Mikroskop Laboratuvarını kurarak bizlere bilimsel deney imkanını sağlayan Sayın Prof. Dr. Tahsin Nuri DURLU'ya teşekkürü bir borç bilirim. Çalışmalarım süresince değerli bilgilerinden ve kütüphanesinden yararlandığım değerli hocam Prof. Dr. Mustafa DİKLİCI'ye sonsuz şükran ve saygılarımı sunarım.

Doktora çalışmalarım boyunca yardımlarını esirgemeyen Sayın Prof. Dr. Hüseyin AKTAŞ'a, Yrd. Doç. Dr. Selçuk AKTÜRK'e ve Yrd. Doç. Dr. Hüsnü DİRİKOĞLU'na teşekkür ederim. Çalışmalarımızın her aşamasında birbirimize destek olduğumuz kıymetli arkadaşım Arş. Gör. Talip KIRINDI'ya teşekkürlerimi sunarım. Yardımlarını gördüğüm değerli arkadaşlarım, Arş. Gör. Erdem YAŞAR, Arş. Gör. Emre GÜLER, Arş. Gör. Hakan GÜNGÜNEŞ'e ve diğer araştırma görevlisi arkadaşlarıma teşekkür ederim. Ayrıca yardım ve desteklerini esirgemeyen Eğitim Fakültesi Personeline teşekkür ederim.

Çalışmalarımda her zaman maddi ve manevi yardımlarını esirgemeyen sevgili aileme sonsuz teşekkür ederim. Ayrıca destekleri ile her zaman yanımda olan sevgili Duygu'ya teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	i
ABSTRACT	iii
TEŞEKKÜR	v
İÇİNDEKİLER	vi
ÇİZELGELER DİZİNİ	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	x
SİMGELER DİZİNİ	xv
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Kaynak Özetleri.....	3
1.1.1. Çalışmanın Amacı.....	5
2. MATERYAL VE YÖNTEM.....	7
2.1. MARTENSİTE FAZ DÖNÜŞÜMLERİ.....	7
2.1.1. Faz Dönüşümleri.....	7
2.1.2. Martensitik Dönüşümler.....	10
2.1.3. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği	15
2.1.4. Martensitik Dönüşümlerde Dış Zor Etkisi.....	20
2.1.5. Martensitik Dönüşümlerde Örgü Kusurlarının Etkisi.....	23
2.1.6. Martensitik Dönüşümlerde Austenite Stabilizasyon Etkisi.....	27
2.2. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLERİN KRİSTALOGRAFİK ÖZELLİKLERİ.....	31
2.2.1. Martensitik Dönüşümlerde Kesme Mekanizması Modelleri	33
2.2.2. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri	37

2.3. β -FAZ ALAŞIMLARINDA MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER.....	42
2.3.1. Ana Faz Süper Örgü Yapıları	42
2.3.2. β -Faz Alaşımlarında Martensite Kristal Yapıları	44
2.4. β -FAZ ALAŞIMLARINDA ŞEKİL HATIRLAMA ÖZELLİĞİ.....	59
2.4.1. Şekil Hatırlamalı β -Faz Alaşımlarında	
Dönüşüm Mekanizması.....	59
2.5. Cu-BAZLI ALAŞIM SİSTEMLERİ.....	64
2.5.1. Faz Diyagramları ve Dönüşüm Sıcaklıkları.....	64
2.5.2. Cu-Bazlı Alaşımlarda Zor etkisi.....	66
2.6. DENEYSEL YÖNTEM.....	69
2.6.1. Numunelerin Hazırlanması.....	69
2.6.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri İçin	
Numunelerin Hazırlanması.....	70
2.6.3. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İncelemeleri İçin	
Numunelerin Hazırlanması.....	71
2.6.4. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri.....	71
3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA	72
3.1. Cu-%11.92Al-%3.78Ni Alaşımında	
Termal Etkili Martensite Faz Dönüşümleri.....	72
3.1.1. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün	
Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İle İncelenmesi.....	73
3.1.2. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün	
Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İle İncelenmesi.....	81

3.2. Cu-%11.92Al-%3.78Ni Alaşımında	
Martensitik Dönüşümler Üzerinde Deformasyon Etkisi.....	102
3.2.1. Martensitik Dönüşümün Mekanik Özelliklerinin	
Zor – Zorlanma Deneyleri ile İncelenmesi.....	102
3.2.2. Zor Etkili Martensite Yapının Taramalı Elektron Mikroskobu	
(SEM) ile İncelenmesi.....	108
3.2.3. Zor Etkili Martensite Yapının Geçirmeli Elektron Mikroskobu	
(TEM) ile İncelenmesi.....	118
3.3. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ile	
Dönüşüm Sıcaklıklarının Tayini.....	129
4. SONUÇ.....	132
KAYNAKLAR.....	145

ÇİZELGELER DİZİNİ

ÇİZELGE

2.1. β -faz alaşımlarında austenite ve martesite yapıların gösterimi ve özellikleri.....	46
3.1. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımına farklı ısıt işlemler uygulanarak hazırlanan numuneler.....	72
3.2. Numunelerin SEM gözlemlerinden elde edilen morfolojik bulgular.....	73
3.3. Farklı ısıt işlem görmüş numunelere ait basma deneyi sonuçları.....	103
3.4. Farklı ısıt işlem görmüş N4 ve N5 numunelerine belirli oranlarda deformasyon uygulanarak hazırlanan örnekler.....	107

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil

2.1. Austenite ve martensite fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi.....	11
2.2. a)Fe-Ni alaşımında, b) Cu-Zn alaşımlarında martensitik dönüşüm süresince elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi.....	19
2.3. Martensitik dönüşümün difüzyonsuz doğasına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim ve yerleşim düzlemi.....	32
2.4. Martensitik dönüşümlerde deformasyon türleri (tamamlayıcı kesme) a) Örgüyü değiştirmeyen kesmeye sahip olmayan örgü deformasyonu, b) Kayma türü örgü deformasyonu (dislokasyonlar ve yığılma hataları), c) İkizlenme kesme deformasyonu (iç ikizler).....	33
2.5. Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama kesme mekanizmaları.....	35
2.6. B.c.c. → h.c.p. dönüşümü için Burgers mekanizması.....	37
2.7. F.c.c. → b.c.c. martensitik dönüşümü için Bain distorsiyonu.....	38
2.8. a) CsCl, b) Fe ₃ Al, c) Cu ₂ MnAl-tipi süper örgü kristal yapıların birim hücreleri.....	44
2.9. a) DO ₃ süper örgü kristal yapısı (β ₁ ana faz), b) (110) _{bcc} düzleminde atomların yığılma düzeni.....	51
2.10. DO ₃ süper örgülü β ₁ ana fazdan meydana gelen periyodik yığılma yapılı martensitelerde sıkı-paket yığılma düzlemlerinin altı tipi.....	52
2.11. DO ₃ → 18R dönüşümü a) Martensite bazal düzlemi, b) DO ₃ yapıda (110) düzlemlerinin sıralanışı, c) 18R martensite yapının (001) sıkı-paket düzlemlerinin yığılma düzeni.....	53

2.12. Cu-Al alaşımda γ_1' martensite yapı modeli ve β_1 austenite faz arasındaki yönelim bağıntısı ((o) Al, (•) Cu).....	54
2.13. a) B_2 süper örgü kristal yapısı (β_2 ana faz), b) $(110)_{bcc}$ düzleminde atomların yığılma düzeni.....	55
2.14. B_2 süper örgülü β_2 ana fazdan meydana gelen periyodik yığılma yapıları martensitelerde sıkı-paket yığılma düzlemlerinin üç tipi.....	55
2.15. Ana fazın $(01\bar{1})_{\beta_2}$ ve martensite fazın (001) düzlemlerinin yığılma düzeni a) B_2 , b) 3R (ABC), c) 3R (ACB), d) 9R (ABCBCACAB), e) 9R (ACBCBABAC), f) 2H (AB).....	57
2.16. B_2 ve DO_3 süper örgüden oluşan farklı yığılma martensitelerin uzun periyotlu yığılma düzenli yapıları.....	58
2.17. Şekil hatırlama mekanizmasının sistematik olarak gösterimi.....	60
2.18. A, B, C, D varyantların oluşturduğu ikiz morfolojileri.....	63
2.19. a) Cu-Al alaışımının faz diyagramı, b) Cu-Al-Ni alaışımı için faz diyagramı [sabit %3 (ağırlıkça) Ni için].....	65
2.20. Cu-Al-Ni tek kristalinde sıcaklık ve zor ilişkisi.....	68
3.1. Fırında yavaş soğutma işlemine tabi tutulan N1 numunesinin austenite tane yapısı.....	74
3.2. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaışımında martensite varyant grup morfolojisi.....	76
3.3. N4 numunesinin tane yapısı ve aynı tanecik içerisinde oluşmuş farklı morfoloji ve yönelimlere sahip martensite plakaları	77
3.4. a) Farklı morfolojilerde biçimlenmiş plaka grup varyantlar arası sınır yapısı, b) Aynı plaka grubu arasında farklı grup plaka dizilimi.....	78

3.5. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite morfolojileri	
a) V-şekilli martensite, b) Zik-zak şekilli martensite,	
c) Mızrak şekilli ve çubuk veya iğne şekilli martensite,	
d) Birbirine paralel ikizlenmiş plaka martensite.....	81
3.6. a) Fırında yavaş soğutulmuş N1 numunesinde gözlenen DO ₃ ana faz	
yapısı, b) Yapıya ait indislenmiş elektron kırınım deseni.....	82
3.7. a) Kaynayan suda soğutma (N2) sonucu oluşmuş rasgele yönelimli	
M18R martensite plakaları, b) Seçilmiş bölgeden alınmiş, [010] zonuna	
sahip elektron kırınım deseni ve indislenmiş diyagram,	
c) Farklı bölgeden alınmiş elektron kırınım deseni.....	84
3.8. a) M18R martensite yapıda sıkı-paket düzlemlerin yığılımı,	
b) M18R sıkı-paket temel düzleminde atomların bağıl konumları.....	87
3.9. a) 950 °C'de 120 dk. tavlama ve buzlu suda soğutma sonrası (N4)	
gözlenen 2H martensite plakası b) Seçilmiş bölgeden alınmiş,	
[010] zon eksenine sahip elektron kırınım deseni.....	89
3.10. a) 120 dk. ısıtılma görmüş N4 numunesinde yan yana dizilmiş β_1	
martensite plakaları b) Seçilmiş bölgeden alınan kırınım deseni.....	91
3.11. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite plaka grup	
kombinasyonları (N3).....	93
3.12. Martensite plaka grubunda A/C ve A/D varyant morfolojisi(N3).....	95
3.13. a) Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında 2H martensite varyant	
ikizleri(A/C), b) A/C birleşimine ait ikizlenmiş kırınım deseni(N3).....	96
3.14. a) N3 numunesinde gözlenen A/B tip 18R martensite varyant çifti,	
b) B plakasından alınmiş, $[\bar{2}30]$ zonuna sahip kırınım deseni,	
c) A/B çiftinden alınmiş kırınım deseni	98

3.15. 40 dakika ısıtıl işlem görmüş N5 numunesinde gözlenen γ_1 martensite dönüşüm ikizleri.....	99
3.16. a) N3 numunesinde oluşmuş martensite plaka içinde bazal düzlem yığılım kusurları, b) N6 numunesinde bazal olmayan düzlem boyunca oluşmuş kısmi dislokasyonlar, c) N3 numunesinde görülen dislokasyon şebekeleri.....	101
3.17. Farklı ısıtıl işlemler sonrası alaşımanın sergilediği zor-zorlanma davranışı a) N4, b) N5, c) N6, d) N1 numunesinin zor-zorlanma eğrisi.....	105
3.18. % 4.5 oranında deforme edilmiş D1 numunesinin tane yapısı	109
3.19. D1 numunesinde %4.5 deformasyon etkisiyle oluşmuş martensite plakaları a) Zor-etkili ince plaka martensite kristalleri ve deformasyon ikizleri, b) Martensite varyantların uygun yönelimde birleşimi sonucu oluşmuş iğne uçlu martensite plakaları.....	111
3.20. %7 oranında deformasyona uğramış D2 numunesinin SEM resimleri a) Zor-etkili martensite plakaları, b) Deformasyon ikizleri, c) Kayma bantlarının yüzeydeki görünümü.....	113
3.21. 950 °C'de 120 dk. ısıtıl işlem ve buzlu suda soğutulduktan sonra a) %4.5 deforme edilen D3 numunesinin, b) %7 deforme edilen D4 numunesinin yüzey görünüşleri.....	115
3.22. 950 °C'de 120 dk. tavlanaarak buzlu suda soğutulduktan sonra a) %4.5 oranında deforme edilen D3 numunesinde, b) %7 oranında deforme edilen D4 numunesinde gözlenen deformasyon ikizleri.....	117
3.23. %4.5 oranında deforme edilen D3 numunesinde oluşmuş deformasyon ikizleri ve yeni yönelimli martensite plakaları	119
3.24. 120 dk. ısıtıl işlem görüp %4.5 oranında deforme edilen D3 numunesinde B/D ve A/D deformasyon ikizleri	121

3.25. a) %4.5 deformasyona uğramış D3 numunesinde ikizlenmiş γ_1 martensite plakaları, b) Seçilmiş bölgeden alınan indislenmiş kırınım deseni, c) 200 noktasından alınmış karanlık alan görüntüsü.....	122
3.26. a) Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaışımında %4.5 deformasyon sonrası gözlenmiş 18R martensite varyant ikizleri(D3), b) $[\bar{4}61]$ yöneliminde ikizlenmiş kırınım deseni.....	124
3.27. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaışımında %4.5 deformasyon sonrası gözlenmiş yığılma hataları (D3).....	125
3.28. 120 dk. ısıtılma işlemi görüp %7 oranında deforme edilen D4 numunesinde a) Aynı yönde birbirine paralel şekilde dizilmiş martensite plakaları, b) Deformasyon ikizleri	126
3.29. %7 oranında deforme edilmiş D4 numunesinde dislokasyon şebekesi	127
3.30. 950 °C'de 40 dk. tavlama %4.5 deforme edilen D1 numunesinde biçimlenmiş ince iğne yapılı martensite varyant.....	128
3.31. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaışımının DSC eğrileri.....	130

SİMGELER DİZİNİ

SİMGE

A_s	Martensite - austenite ters dönüşümün başlama sıcaklığı
A_f	Martensite - austenite ters dönüşümün tamamlanma sıcaklığı
M_s	Austenite – martensite faz dönüşümünün başlama sıcaklığı
M_f	Austenite – martensite faz dönüşümünün bitiş sıcaklığı
A_d	Zor altında ters dönüşümün başlama sıcaklığı
M_d	Zor altında martensitik dönüşümün başlama sıcaklığı
T_0	Austenite ve martensite fazların dengede bulunduğu sıcaklık
ΔG	Serbest enerji değişimi
E	Sistemin potansiyel ve kinetik enerjileri toplamı
T	Mutlak sıcaklık
S	Entropi
H	Entalpi
P	Basınç
V	Hacim
β	Elektron/atom (e/a) oranı 1.5 civarında olan kübik austenite faz
β_1	DO ₃ türü ana faz yapısı
β_2	B ₂ türü ana faz yapısı
β_3	L2 ₁ türü ana faz yapısı
β'_1	18R tipinde martensite yapı
γ'_1	2H tipinde martensite yapı
α'_1	6R tipinde martensite yapı

β_1''	18R+2H tipinde martensite yapı
β_2'	9R tipinde martensite yapı
γ_2'	2H tipinde martensite yapı
α_2'	3R tipinde martensite yapı
a_0	Austenite fazın örgü parametresi
a, b, c	Martensite fazın örgü parametreleri
β	Monoklinik martensite kristal yapıya ait distorsiyon açısı
d	Kristal yapıda düzlemler arası uzaklık
h, k, l	Kristal düzlemlerini belirleyen indis sistemi (Miller indisleri)

KISALTMALAR

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

1. GİRİŞ

Metal ve metal alaşımları, tuncun keşfedildiği dönemden itibaren insanlığın hizmetine girmiş; günlük yaşamdan ulaşıma, sanayiden tıp bilimlerine kadar bir çok alanda ihtiyaç duyulan temel malzeme grubunu oluşturmuşlardır. Bu anlamda metal ve alaşımların sergilediği bir çok ilginç özellik geçmişten günümüze kadar çok sayıda araştırmaya konu olmuştur.

19. yy sonlarından itibaren materyal bilimi ile uğraşan araştırmacılar, yumuşak demirin bazı etkilerle sertleşmesi üzerinde yaptıkları çalışmalar sonucu bu etkilerin özellikle kristal yapıda önemli değişikliklere neden olduğunu ve gözlenen mekanik değişimlerin bunun sonucunda gerçekleştiğini göstermişlerdir. Alman bilim adamı Martens ise yaptığı mikroskobik gözlemlerle demirin soğutulması sonucu yeni kristal taneciklerin oluştuğunu bulmuş ve daha sonra bu tip oluşumlar *martensitik dönüşüm* şeklinde Alman bilim adamının adıyla anılmıştır. 1950'li yıllardan sonra elektron mikroskop yöntemlerinin geliştirilmesi ile austenite-martensite faz dönüşümü olayının araştırılması büyük hız kazanmış ve bu konuda önemli ilerlemeler kaydedilmiştir.

Metal ve alaşım sistemlerindeki faz dönüşümleri; çekirdeklenme-büyüme dönüşümleri ve martensitik dönüşümler olmak üzere iki sınıfa ayrılır. Çekirdeklenme-büyüme dönüşümleri sabit sıcaklıkta termal etkileşme ile difüzyonlu olarak meydana gelirken martensitik dönüşümler, sistemin sıcaklığı değiştirilerek veya dış zor uygulanarak meydana gelebileceği gibi her iki etkinin birlikte uygulanması ile de gerçekleşebilir. Sıcaklık etkisiyle

oluşan martensitik dönüşümler alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olarak gerçekleşir. Dış zorun etkisiyle oluşan martensiteler ise zor-etkili, zorlanma-etkili veya deformasyon etkili martensite şeklinde adlandırılırlar^(1,2).

Difüzyonsuz olarak gerçekleşen austenite-martensite faz dönüşümü olayı önce çelikte gözlenmiş, daha sonraları yapılan araştırmalarla diğer alaşımların bir kısmında ve bazı saf metallerde görülmüştür. Martensitik dönüşüm olayı çelik alaşımlarına üstün kaliteli malzeme olma özelliği kazandırdığı gibi diğer alaşımlara da termoelastiklik, süperelastiklik ve şekil hatırlama gibi teknolojik ve fiziksel özellikler kazandırır^(3,4).

Martensitik dönüşümün difüzyonsuz olarak gerçekleşmesi nedeniyle austenite fazdaki atomik düzen ve kusurların ürün faz olan martensite yapıya aynen aktarıldığı anlaşıldıktan sonra bir çok alaşımda termoelastik martensitik dönüşüm incelenmiştir⁽⁴⁻⁶⁾. Öte yandan martensitik dönüşümler üzerine yapılan çalışmalar içinde en büyük ilgiyi şekil hatırlama olayı çekmiştir. Bu olay; martensite yapıda deforme edilmiş numunenin austenite faz sıcaklığına kadar ısıtılması durumunda, austenite fazda sahip olduğu ilk şeklini yeniden kazanması olarak tarif edilir. Şekil hatırlama olayı günümüz endüstri ve teknolojik uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Endüstriyel uygulamaları açısından en önemli şekil hatırlamalı materyal sistemleri NiTi, Cu-bazlı ve Fe-bazlı alaşımlardır^(7,8).

Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı alaşımlarda martensite yapılar, belirli bir periyodik yığılıma sahip atomik düzlemlerden oluşan ve her biri tek kristal olan varyantların birbirleriyle uyumlu biçimde yapılanması şeklinde oluşur. Bu yapılanmada martensite

yapı, her biri dört varyanttan oluşan altı plaka grubuyla karakterize edilir ve her bir grupta dört varyantın birleşimi sonucu ortalama şekil değişimi yaklaşık sıfırdır. Termoelastik martensite yapı bu doğasıyla düşünüldüğünde, şekil hatırlama etkisinin detaylı olarak açıklanmasında, varyant iç yapılarına ait bilgilerin sağlanması, mikroyapı gözlemlerinin yapılması büyük önem taşır⁽⁷⁻⁹⁾.

Şekil hatırlama özelliğine sahip termoelastik martensite yapılar deforme edildiğinde makroskobik şekil değişimi gerçekleşecek şekilde önemli etkiler meydana gelir. Deformasyonun etkisiyle yapı içerisinde ikizlenmeler, varyant arayüzey hareketleri ve varyantların birleşimi gibi oluşumlar gerçekleşir. Malzemedeki şekil değişiklikleri ikiz arayüzeylerin hareketi sonucunda olur ve materyal ısıtıldığında ana faza dönüşen numune ilk şeklini geri alır. Martensitik dönüşümlerde zorun etkisi ilk olarak Scheil tarafından (1930) teorik olarak incelenmiş, kurulan bu teori Patel ve Cohen tarafından geliştirilerek zor miktarı ile dönüşüm sıcaklıklarının değişimi gösterilmiştir. Daha sonra ise bu konuda teorik ve deneysel olmak üzere bir çok çalışma yapılmıştır^(8,10).

1.1. Kaynak Özetleri

Şekil hatırlamalı β -faz alaşımlarında martensitik dönüşüm, 1950'li yıllardan beri çalışılmaktadır. Termoelastik martensitik dönüşümün gerçekleştiği bu alaşımlarda ana faz, temel olarak b.c.c. bazlı süper örgü düzenli yapılara sahiptir. Ana faz kompozisyon ve sıcaklığa bağlı olarak, B2, DO₃ veya L2₁ süper örgü düzenli kristal yapılardan birinde bulunabilir. Ana fazdaki bu düzenlenme katmanlı martensite yapılarıdaki sıkı-paket

düzlemlerin sıralanmalarını belirler. Termal etkiyle veya dış zorun etkisiyle oluşan martensiteler B2 düzenli ana fazdan oluşuyorsa 3R, 9R, 2H; DO₃ düzenli ana fazdan oluşuyorsa 6R, 18R, 2H katmanlı martensite yapılardan birine dönüşürler^(4,7,9).

CuAlNi alaşımları üzerine yapılan çalışmalar, 1964 yılında bu alaşımın şekil hatırlama etkisi gösterdiği ve bu etkinin termoelastik martensitik dönüşümle yakından ilişkili olduğu bulunduğundan sonra yoğunlaşmış, 1970'li yıllarda ise şekil hatırlama mekanizması ve zor etkili termoelastik martensitik dönüşüm kristalografisi açıklanmıştır^(4,7,9,10). Yapılan araştırmalar CuAlNi alaşımlarında, soğutma altında β'_1 (18R) ve γ'_1 (2H) şeklinde iki tür martensite fazın meydana geldiğini ve martensitenin türünün alaşımın kompozisyonu ve ısı etkiye bağlı olduğunu göstermiştir⁽¹¹⁻¹³⁾. Öte yandan 2H martensitenin örgüyü değiştirmeyen kesme (lattice invariant shear) sonucu iç ikizlerden oluştuğu ve martensite varyantlar arasında ikizlenmelerin meydana geldiği görülürken 18R martensitede nadiren ikizlenmeler tespit edilmiştir⁽¹⁴⁻¹⁷⁾.

Bu alaşımlarda dönüşüm sıcaklıkları üzerinde yapılan araştırmalar sonucunda ise bu sıcaklıkların etkili bir şekilde kimyasal kompozisyona bağlı olduğu, ayrıca dönüşüm sıcaklıklarının zayıfta olsa alaşımın tane (grain) boyutundan da etkilendiği bulunmuştur⁽¹⁸⁻²⁰⁾.

CuAlNi alaşımlarında zor etkisi üzerine yapılan çalışmalar sonucu bu alaşımlarda zorun etkisinin sadece dönüşüm sıcaklığının değişimiyle sınırlı kalmadığı, termal etki ile oluşan martensiteden farklı morfoloji ve kristal yapıları yeni martensitenin test sıcaklığına bağlı zor-etkili olarak meydana geldiği görülmüştür. Bu alaşımlarda, zorun uygulandığı test sıcaklığına bağlı olarak

18R ve 2H martensite yapıların meydana geldiği tespit edilirken martensite → martensite dönüşümlerinin de gerçekleştiği bulunmuş, oluşan martensite türünün alaşımın kompozisyonu, uygulanan zorun büyüklüğü ve doğrultusuna bağlı olduğu sonucuna varılmıştır^(10,21-25). Ayrıca yapılan bir çok zor-zorlanma deneyleri ile alaşımın mekanik özellikleri araştırılmıştır^(26,27).

1.1.1. Çalışmanın Amacı

İçinde bulunduğumuz bilgi çağında, teknolojik gelişmelerin getirdiği gereksinimlerden dolayı, metal ve metal alaşımlarının mekanik ve fiziksel özelliklerinin anlaşılması pek çok araştırmaya konu olmuştur. Çeşitli mekanik ve termodinamik şartlar altında metal ve alaşımların sergilediği bir çok ilginç özellik, modern bilim ve yüksek teknolojiye rağmen henüz tam olarak anlaşılamamıştır. Özellikle sıcaklık, basınç, zor veya bunların farklı bileşimleri gibi etkilere maruz kalan bazı metal ve alaşımlarda görülen olağanüstü mikroyapısal değişimler ve bunun sonucunda oluşan makroskobik şekil değişimlerinin atomik boyuttaki nedenleri henüz açıkça ortaya konulamamıştır.

Martensite faz dönüşümlerinin günümüzde önemli endüstriyel sonuçlar doğurduğu bilinmektedir. Özellikle günümüz teknolojisinde yaygın kullanım alanı bulan şekil hatırlama etkisinin martensitik dönüşümle ilgili olması, austenite-martensite faz dönüşümü olayını daha da önemli hale getirmiştir. Şekil hatırlama etkisinin detaylı olarak açıklanmasında, termoelastik martensitik dönüşüm doğasının ortaya konulması, martensite varyantların iç yapılarına ait bilgilerin sağlanması ve atomik ölçekte gözlemlerin yapılması

büyük önem taşır. Bugüne kadar bu konu üzerinde pek çok çalışma yapılmakla beraber olayın tamamını açıklayabilecek kristalografik, kinetik ve termodinamik modellerin geliştirilmesi henüz tam anlamıyla mümkün olmadığından konu üzerinde çalışmalar devam etmektedir^(7,9).

CuAlNi alaşımları basit teknolojileri ve imatlarıyla diğer şekil hatırlamalı alaşımlara göre daha ekonomik olmakla beraber yüksek sıcaklıklardaki uygulamalar için de kullanılabilir özelliğe sahiptir. Ayrıca çok kararlı hatırlama karakterine sahip olmaları nedeniyle de önem kazanırlar.

Bu doktora çalışmasında, şekil hatırlama etkisinin önemi ve CuAlNi alaşımlarının üstünlüğü düşünülerek Cu-%11.92Al-%3.78Ni (% ağırlık) alaşımında termal etkili ve deformasyon etkili martensitik dönüşümün kristalografik, morfolojik, mekanik ve termodinamik özellikleri çeşitli fiziksel yöntemler kullanılarak araştırılacaktır. Alaşıma farklı ısı işlemler uygulanarak soğutma hızının, ısı işlem sıcaklığının ve ısı işlem süresinin termoelastik martensitik dönüşüm üzerinde etkileri incelenecektir. Ayrıca alaşımın mekanik özellikleri ve uygulanan ısı işlemlerin mekanik özellikler üzerindeki etkisi, zor-zorlanma deneyleri ile ortaya konulduktan sonra martensitik durumda alaşıma farklı büyüklükte basma zoru uygulanarak martensite yapılar üzerinde deformasyon etkisi araştırılacaktır. Araştırma esnasında austenite-martensite dönüşümün makroyapısı, taramalı elektron mikroskop (SEM) çalışmaları ile martensite kristalografisi ve mikroyapısı, geçirmeli elektron mikroskop (TEM) çalışmaları ile alaşımın mekanik özellikleri ise basma zoru deneyleriyle ortaya konulurken dönüşüm sıcaklıkları diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) ile tayin edilecektir.

2. MATERYAL ve YÖNTEM

2.1. MARTENSİTE FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

Faz dönüşümleri, materyallerin fiziksel özelliklerini etkileyen ve son zamanlarda geniş çalışma alanı bulan önemli bir oluşumdur. Genelde faz dönüşümü, iki faz arasındaki serbest enerji farkından meydana gelir. Serbest enerji sıcaklık ve basınçtan etkilenir. Bir faz dönüşümü sıcaklık ve basınç yanında dış zor ve yapı kusurları gibi diğer faktörlerden de etkilenir. Dolayısıyla dönüşümün hangi şartlar altında gerçekleştiğini bilmek önemlidir.

2.1.1. Faz Dönüşümleri

Bir cisim, denge kuvvetleri etkisi altında en düşük enerjili denge konumunda bulunan atom grubundan oluşur. Homojen olarak dizilmiş atomlar, kararlı denge durumunda belirli bir faz meydana getirirler. *Faz*; sürekli bir madde içinde, kristal özellikleri ve atomların düzenlenişi kendi içinde homojen olan ve fiziksel olarak maddenin diğer kısımlarından ayrılan bir bölge olarak tanımlanır⁽³⁾. Maddenin içinde bulunduğu çevre koşulları değişirse mevcut enerji dengesi bozulur ve atomlar bulundukları konumdan daha düşük enerji gerektiren başka bir konuma geçmeye zorlanırlar. Kütle halinde atomsal hareket sonucu iç yapı değişir ve yeni bir denge yapısı elde edilir. Bir başka deyimle bir faz bir başka faza dönüşmüş olur. Belirli fazlardan oluşan bir denge yapısının değişik fazlardan oluşan diğer bir denge yapısına geçişi şeklinde oluşan bu olaya *faz dönüşümü* denir⁽²⁸⁾.

Cisimlerde iç yapı oluşumunda ana etken enerjidir. Enerjisi azalan bir sistemin kararlılığı artar. Sistemler daima sahip oldukları enerjiyi azaltan konumlara yönelerek daha kararlı hale gelme eğilimi gösterirler. Sistemin çevre şartları değiştiğinde atomların enerjisi, dolayısıyla hareket yeteneği değişir ve imkan verildiği zaman genellikle düşük enerjili kararlı denge yapısı oluştururlar.

Fazların oluşumu ve dönüşümlerinde sıcaklık, basınç ve bileşim olmak üzere üç temel etken vardır. Bu etkilerle hangi tür fazın oluştuğu ve bunların özelliklerinin bilinmesi uygulama yönünden çok önemlidir. Bir fazdan diğer bir faza dönüşüm olabilmesi için sistemin son faza göre kararsız olması gerekir. Sabit sıcaklık ve basınçta sistemin kararlılığı

$$G = H - TS \quad (2.1)$$

şeklinde tanımlanan Gibbs Serbest Enerjisi'nin en küçük değeri ile belirlenir. Burada H entalpi, T mutlak sıcaklık, S ise sistemin entropisidir. Entalpi sistemin ısı miktarının bir ölçüsüdür ve

$$H = E + PV \quad (2.2)$$

şeklinde verilir. Bu eşitlikte E sistemin iç enerjisini, P basıncı, V hacmi ifade eder. İç enerji, bir sistemdeki atomların kinetik ve potansiyel enerjilerinin toplamından oluşur. Kinetik enerji, katıda atomların titreşimlerinden doğarken potansiyel enerji sistemdeki atomlar arası bağlar ve etkileşimlerden kaynaklanır. Sistemin iç enerjisindeki değişime bağlı olarak ısı miktarı değiştiğinde faz dönüşümü meydana gelir. Öte yandan ısı miktarı (denklem 2.2), sabit basınç altında sistemin hacmindeki değişime de bağlıdır. Ancak katılarda, PV terimi E ile kıyaslandığında ihmal edilebilir ve $H \cong E$ alınabilir.

Sistemin Gibbs serbest enerjisinde etkili olan bir diğer etken ise sistemin girilebilir durumlarının bir ölçüsü olan entropidir. Düşük sıcaklık katı fazları, güçlü atomik bağlanmaya ve böylece en düşük iç enerjiye (entalpiye) sahip olduğu için en kararlı fazları meydana getirir. Sistem üzerindeki şartların değişmesi, sistemin en düşük iç enerjili atomik konfigürasyonu tercih etmesine neden olur⁽³⁾. Bir materyal için serbest enerjinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi Şekil 2.1’de verilmiştir. Fazlar arasındaki serbest enerji değişimi,

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

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

Bir katıda faz dönüşümleri, difüzyonlu ve difüzyonsuz olmak üzere iki şekilde gerçekleşir. Faz dönüşümü sırasında yapıyı oluşturan atomların birbirlerine göre konumları ya da komşulukları değişiyorsa bu dönüşüme *difüzyonlu faz dönüşümü*, dönüşüm sırasında atomların birbirlerine göre konumları ya da komşulukları değişmiyorsa bu dönüşüme de *difüzyonsuz faz dönüşümü* denir.

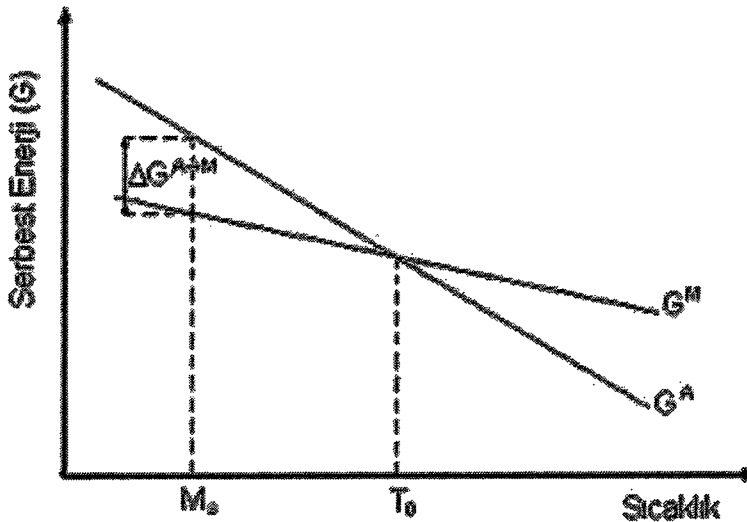
2.1.2. Martensitik Dönüşümler

Katıhal faz dönüşümü olan martensite faz dönüşümü olayı, ilk defa Alman metalograf Adolf Martens tarafından 1895 yılında çelikte gözlenmiştir. Daha sonraları yapılan çok sayıda araştırmalar ile büyük bir gelişmeye sahne olan bu dönüşüm olayı, bazı saf metaller ve bir kısım alaşımlarda tespit edilmiştir. Bunun yanında yapılan araştırmalar, martensitik dönüşümlerin metallerle birlikte metalik özellik taşımayan kristallerde, minerallerde ve bileşiklerde de gözlenebileceğini ortaya çıkarmıştır^(3,4).

Martensitik dönüşümler, kristal yapıda bulunan atomların komşuluklarını değiştirmeksizin yeniden düzenlenmesi şeklinde ortaya çıkan difüzyonsuz faz dönüşümleri olup dönüşüm sonucunda ana faz tümü ile ürün faza dönüşmez. Kristalografik olarak atomların atomlar arası uzaklıklardan daha küçük uzaklıklarda yer değiştirdikleri bu dönüşümler, katılarda homojen bir örgü deformasyonu şeklinde gerçekleşen birinci dereceden faz dönüşümleridir. Bu nedenle dönüşüm bölgesinde iki faz birlikte bulunur ve ana fazdaki atomik düzen aynen ürün faz olan martensite faza aktarılır. Yani, yapısal değişim esnasında ara yüzeyin içinden geçen atomların taşınması düzenlidir. Dolayısıyla, martensitik dönüşüm ile bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşüm olmasına rağmen, dönüşüm öncesi ana fazdaki atomların komşulukları ile dönüşüm sonrası ürün fazdaki atomların komşulukları aynıdır. Dönüşümün difüzyonsuz olarak gerçekleşmesi, dönüşüm süresince kompozisyonun sabit kalmasını sağlar ve materyal termodinamiksel olarak tek bileşenli bir sistem gibi davranabilir^(5,29-31).

Martensitik dönüşümler, metal veya alaşım ana fazda iken sıcaklığın hızla düşürülmesi veya dışarıdan uygulanan mekanik zor etkisi ile ya da her iki etkinin birlikte uygulanması ile meydana gelir. Dönüşümü oluşturacak olan fiziksel etkenin büyüklüğü ve cinsi materyalin kompozisyonu ve içerisinde bulunan elementlere bağlıdır^(1,4).

Termal etkili bir martensitik dönüşümün başlayabilmesi için austenite kristalin sıcaklığı, her iki fazın kararlı halde bulunduğu denge sıcaklığının altına düşürülmelidir. Ana faz T_0 sıcaklığında termodinamik dengededir. Materyal bu sıcaklıktan atomların difüzyonlu bir oluşumla yer değiştiremeyecekleri bir hızla soğutulduğunda kritik bir M_s sıcaklığından sonra ana faz içerisinde ürün faz oluşmaya başlar. Dönüşümün başladığı bu sıcaklığa martensite başlama sıcaklığı (M_s) denir. Bu sıcaklıkta, $T_0 - M_s$ sıcaklık farkı, fazlar arasında kimyasal serbest enerjiyi oluşturur. Bu enerji de dönüşümün başlaması için gerekli sürücü kuvveti doğurur (Şekil 2.1). Sürücü kuvvet sistemin sıcaklığına ve uygulanan zora bağlıdır⁽⁵⁾.



Şekil 2.1. Austenite ve martensite fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi

Martensite oluşumu sırasında austenite yapıya dışardan uygulanan mekanik zorlar dönüşümü etkiler. Dışardan uygulanan küçük zorlar ana fazın bozulmasına yol açacağı için martensite oluşumu ile mekanik zor arasında fiziksel bir ilişkinin varlığı düşünülebilir⁽³²⁻³⁴⁾. Dışardan uygulanan zor, martensite kristalinin oluşumunu kristalografik açıdan kolaylaştırıcı doğrultuda olduğunda, dönüşüm için daha az bir sürücü kuvvet gerekeceğinden M_s sıcaklığı yükselecek ve austenite faza geri dönüşüm sıcaklığı olarak bilinen A_s ile oluşturduğu M_s - A_s sıcaklık aralığı daralacaktır. Öte yandan tersi durumda ise, yani uygulanan zor martensite kristalinin oluşumunu engelleyici yönde ise bu durumda dönüşüm için daha büyük bir sürücü kuvvet gerekeceğinden M_s sıcaklığı düşer. Mekanik zor, martensite başlama sıcaklığını değiştirdiği gibi dönüşen hacim miktarını da artırır⁽²⁾. Yapılan deneysel çalışmalar, ısı değişimi olmadan yalnızca zor etkisi ile de martensitik dönüşümün gerçekleşebileceğini göstermiştir^(24,25). Sonuç olarak martensite faz dönüşümü olayı; ısı değişimi ile zor etkisi ile veya her iki etkinin birlikte uygulanması ile meydana gelmektedir.

Bugüne kadar martensitik dönüşümler hakkında çok sayıda çalışmalar yapılmıştır. Cohen, Olson ve Clapp (1979)⁽³⁵⁾ martensitik dönüşümü, geniş bir alanı kapsayan yerdeğiştirme dönüşümlerinin bir alt sınıfı olarak tanımlamışlardır. Fakat daha sonra dönüşümlerin mikroskopik mekanizması üzerinde yapılan teorik ve deneysel çalışmalar ışığında bu sınıflandırma gözden geçirilerek yeniden düzenlenmiştir. Buna göre; atomik sürüklenmelerin baskın olduğu yerdeğiştirme dönüşümleri sınıflandırmadan çıkarılarak kesme zorlanmalarından kaynaklanan örgü distorsiyonlarının oluşturduğu yapılar martensite olarak kabul edilmiştir. Ayrıca makroskobik

gözlemlerden elde edilen kinematik ve morfolojik bilgilerin üzerinde durmak yerine martensitik reaksiyonun başlıca karakteristiğinin çekirdeklenme olduğu kabul edilmiştir. Böylece bir martensitik dönüşüm, kesmenin baskın olduğu, örgüyü bozucu, çekirdeklenme ve büyüme ile oluşan difüzyonsuz bir faz dönüşümü olarak tanımlanmıştır⁽³⁵⁾.

Bazı metalurjistler; martensite için martensitik reaksiyonun bir üründür şeklinde basit bir tanım kullanırken bazıları da uygun ısı davranışlı demirli alaşımlarda önemli bir mikrobileşen olarak görmüştür. Troiano ve Greninger (1946) yaptıkları önemli bir çalışmada, ürün fazın özellikleri yerine dönüşüm mekanizması üzerinde durarak martensitik dönüşümün kinetik ve kristalografik karakteristik özelliklerinin diğer çekirdeklenme ve büyüme reaksiyonlarından farklı olduğunu göstermişlerdir. Böylece katıhal reaksiyonları, dönüşüm olayına göre çekirdeklenme-büyüme dönüşümleri ve martensitik dönüşümler olmak üzere iki ana gruba ayrılmıştır. Fakat Kurdjumov ve Maximova (1948); Troiano-Greninger'in çalışmasının bir kısmının bütün martensitik dönüşümler için uygun olmadığını göstermiştir. Daha sonra yapılan deneysel çalışmalarla, bir martensitik reaksiyon için ürün kristallerin şekil değişimi belirlenmiştir⁽³⁵⁾. Kaufman ve Cohen (1958) ise martensitik dönüşümlerin termodinamik ve kinetik durumunu incelemiştir⁽¹⁾. Bu tür araştırmalar sonucunda martensitik dönüşümler için birçok farklı tanım ortaya konmuştur. Bu tanımlardan bazıları şu şekilde özetlenebilir:

Kaufman ve Cohen (1958) martensitik reaksiyonları, dönüşüm zorlanmasına uğramış bir bölgeden atomların topluca hareket ettikleri

yerdeşiftirmeler olarak tanımlamıştır. Oluşumun difüzyonsuz olması nedeniyle ürün ve ana faz aynı kompozisyona sahiptir⁽¹⁾.

Wayman'a (1964) göre martensitik dönüşümler, katı halde metalik veya metalik olmayan materyallerde oluşan kesme veya yerdeşiftirmelerdir. Martensite, dönüşüm altında ana fazdan oluşan ürün fazın adıdır⁽³⁶⁾.

Christian (1975) ise basit oluşum mekanizması nedeniyle martensitik dönüşümü, atomik difüzyon gerekmediği, serbest enerjinin net bir azalımı ile hızlı bir yeni oluşum olarak tanımlar⁽²⁾.

Porter ve Easterling'e (1981) göre ise martensite, herhangi bir difüzyonsuz dönüşüm ürününü tanımlamak için fiziksel metalurjide kullanılan bir terimdir. Difüzyonsuz dönüşümün anlamı, dönüşümün başlangıcından tamamlanmasına kadar bireysel atomik hareketlerin atomlar arası uzaklıktan küçük olmasıdır. Bu nedenle martensitik dönüşümler metal veya metalik olmayan kristallerde, minerallerde ve bileşiklerde meydana gelebilir⁽³⁾.

Khachaturyan'a (1983) göre ise martensitik dönüşümler, ana faz kristal örgü içinde martensitik faz adacıklarının difüzyonsuz oluşumu ile gerçekleşir. Austenite ve martensite fazın kristal örgülerinin birbirinden farklı olması nedeniyle bunları birbirlerine uygun hale getirmek için elastik zorlanma oluşturan atomik yerdeşiftirmeler gereklidir. Elastik zorlanma ile birlikte ana ve ürün faz örgülerin koherent bileşimi, kinetik ve morfoloji bakımından martensite fazın anahtar özellikleridir⁽³⁷⁾.

Clapp'ın (1995) verdiği tanıma göre ise bir martensitik dönüşüm, 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 ve bir arayüzey boyunca bir grup atomun ortak hareketini içeren bir oluşumdur. Yine dönüşüm, uzun düzende atomik yerdeğiştirmelerin olmadığı, belirli kristalografik sistemlerden oluşan ve ikizlenme gibi iç uyum bozukluklarına yol açan bir yapılanmadır⁽³⁸⁾.

2.1.3. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği

Bir martensitik reaksiyonda, binlerce atomun birlikte hareketi kristal içinde ses dalgalarına yakın bir hızla meydana gelir. Dönüşüm öncesi ana faz düzenli yapıda ise reaksiyon sonucu oluşan ürün faz da düzenli yapıya sahip olur. Austenite yapı mekaniksel kararsızlıktan etkilenir ve reaksiyon belli bir sıcaklıkta kendiliğinden başlar. Benzer şekilde, bir iç enerji farkı yerine uygulanan bir dış zorun oluşturduğu sürücü kuvvet, martensitik reaksiyonun özel bir türü olan mekaniksel ikizlenme meydana getirebilir⁽²⁾.

Martensitik dönüşüm kinetik olarak incelendiğinde, atermal ve izotermal özellikli olmak üzere iki farklı oluşum gözlenir. Bu oluşumlar, martensite miktarının zamana ve sıcaklığa bağlı oluşuna göre sınıflandırılır.

Daha öncede bahsettiğimiz gibi martensitik dönüşümlerin çoğunda, reaksiyon bir M_s sıcaklığında başlar ve sıcaklığın düşüşüyle beraber devam eder. Soğutma durdurulduğunda reaksiyon da dururken yeniden devam ettirildiğinde dönüşüm tekrar gerçekleşir ve martensite bitiş sıcaklığına (M_f) ulaşıldığında sona erer. Yani, reaksiyonun oluşumu yalnızca sıcaklığın değişimine bağlıdır. Bu tür reaksiyonlar sonucu oluşan martensite, *atermal martensite* olarak adlandırılır. Bakır alaşımlarımda gözlenen martensiteler genelde atermal olarak gerçekleşir. Bu tür dönüşümler, yüksek dönüşüm

hızına sahip olduğu için martensite kristallerin büyüme sürecini gözlemek son derece güçtür. Ayrıca dönüşümün çok hızlı patlama reaksiyonu şeklinde gerçekleşmesi şekil hatırlama olayının gözlenememesini sağlar.

Atermal özellik gösteren martensite faz dönüşümlerinin genel kinetik özellikleri şu şekilde sıralanabilir:

- Dönüşüm miktarı zamandan bağımsızdır.
- Dönüşüm miktarı sıcaklığın fonksiyonudur.
- Dönüşüm hızı sıcaklığa bağlı değildir.
- Soğutma ile elde edilen ürün faz daha sonra yüksek sıcaklıkta tekrar ana faza dönüşebilir.
- Plastik zorlanma atermal dönüşümü etkileyebilir^(34,39).

Bazı alaşımlarda ise martensitik dönüşüm, *izotermal* ve gözle izlenebilecek kadar yavaş olabilir. Bu tür reaksiyonlarda, çekirdeklenme zamana bağlıdır, yani oluşan çekirdeklenme sabit bir sıcaklıkta zamanla devam eder. İzotermal martensitik dönüşümlerde; M_s sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda yeni martensite kristalleri oluşabileceği gibi daha önce oluşanlar da hacimce büyüme gösterebilirler. İzotermal reaksiyonlarda kritik adım çekirdeklenme olarak gösterilir. Reaksiyon, oluşan çekirdeklerin büyümesinden daha çok yeni plakaların çekirdeklenmesi ile ilerler^(4,40,41).

Genelde izotermal ve atermal reaksiyonların başlama evresinin aynı olduğu kabul edilir. Fakat martensite çekirdeklenmeyi gözlemek pek mümkün olmadığı için gerçekte atermal ve izotermal çekirdeklenmenin ne derece benzer olduğu bilinmemekle beraber izotermal martensitik dönüşümün kinetiğinde dislokasyon hareketlerinin etkisi olduğu kabul edilir^(40,41).

Martensitik dönüşümlerin atermal ya da izotermal olması birinci derecede materyalin kimyasal kompozisyonuna bağlıdır. Bununla beraber aynı alaşımda ısısal davranışa bağlı olarak hem atermal hem de izotermal dönüşüm gözlenebilir. Bunun nedeni, farklı ısısal etki sonucu austenite yapının tane boyutlarının değişmesidir. Öte yandan kimyasal kompozisyon bağımlılığından dolayı meydana gelen bu iki tür dönüşüm için; dönüşüm sıcaklıkları, dönüşüm miktarı ve dönüşüm sonrası ürün faz yapıları ve morfolojileri farklıdır⁽⁴⁾.

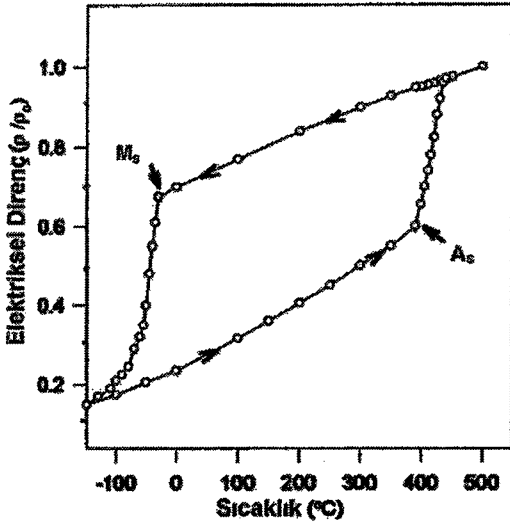
Austenite-martensite dönüşüm olayı belirli fiziksel şartlar altında tersinir olma özelliğine sahiptir. Bu anlamda dönüşüm öncesi atomik düzen tekrarlı bir şekilde elde edilir. Termal etkili martensitik dönüşümlerde ana faz soğutma altında martensite faza dönüşür. Kristalin soğutulması esnasında M_s sıcaklığına ulaşıldığında elektriksel dirençte ani bir değişim gözlenir. Dönüşüm tamamlandıktan sonra martensite yapıda iken sıcaklık tersine çevrildiğinde, T_0 sıcaklığının üstünde austenite başlama sıcaklığında (A_s) bu defa martensite faz içinde austenite faz oluşmaya başlar. Ters dönüşüm, austenite bitiş sıcaklığında (A_f) tamamlanır ve dönüşüm sonucu orijinal kristal ile aynı şekil, boyut ve yönelime sahip tek kristal oluşur. Bu işlem sırasında A_s sıcaklığında elektriksel dirençte yeniden ani bir değişim gözlenir. Bu şekilde elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi bir histerezis eğrisi verir ve bu histerezis eğrisi alaşımin cinsine ve kompozisyonuna göre değişir (Şekil 2.2).

Isıtma ve soğutma işlemleri altında tersinirlik özeliği sergileyen bazı martensiteler *termoelastik martensite* olarak adlandırılır. Bu tip dönüşümlerde martensite plakalarının büyümesi ve tekrar geriye küçülmesi, termal ve

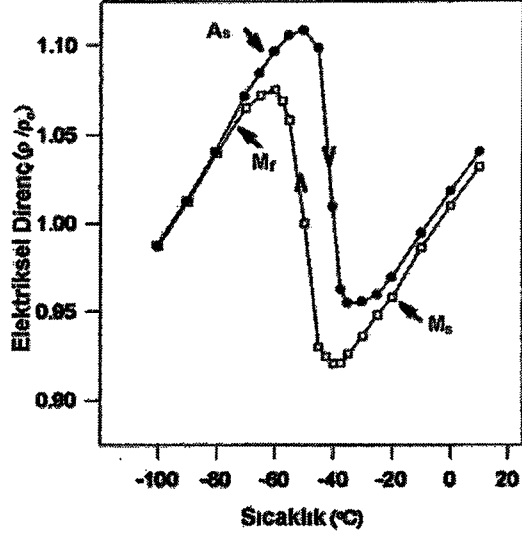
elastik etkiler arasındaki bir denge altında meydana gelir ve böylece tersinirlik sağlanır^(5,42). Şekil 2.2.b'de, Cu-%38.8Zn alaşımı için martensite ve ters dönüşümle ilgili olarak elektriksel direncin sıcaklığa göre değişimi verilmektedir. Soğutma ve ısıtma işlemleri altında dönüşüm sıcaklık aralığında görüldüğü gibi M_s sıcaklığı A_s sıcaklığından daha yüksektir. Bu tip davranış, termoelastik martensitik dönüşümün karakteristik özelliğidir. Termoelastik dönüşümler Cu-Al-Ni, Cu-Zn, Au-Cd gibi alaşımların yanında demir bazlı olmayan In-Tl, Mn-Cu gibi bazı alaşımlarda incelenmiş ve bu tip dönüşümlerde sıcaklık histerezisi eğrisinde (A_s - M_s) sıcaklık farkının oldukça küçük olduğu görülmüştür⁽⁴⁾.

Öte yandan Şekil 2.2.a'da görüldüğü gibi Fe-Ni alaşımında dönüşüm sıcaklığının histerezisi oldukça geniştir ve bu alaşım *termoelastik olmayan* bir dönüşüm gösterir. Böyle bir dönüşüm için M_s sıcaklığının A_s sıcaklığından daha düşük olduğu görülmektedir.

Bazı alaşımlarda dış zorun uygulanmasıyla oluşturulan zor-etkili martensiteler de tersinir özellik gösterir. Örnek olarak uygun kompozisyondaki Cu-Al-Ni alaşımına A_f sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklıkta zor uygulandığında oluşan martensite faz kararsızdır ve zor kaldırıldığında martensite tekrar ana faza döner. Alaşımın sergilediği bu özellik *süperelastiklik* olarak bilinir. Alaşıma M_s noktasına yakın bir sıcaklıkta zor uygulandığında oluşan martensite faz ise oldukça kararlıdır ve uygulanan zor kaldırılrsa bile martensite faz kararlılığını korur. Ancak alaşıma uygulanan ısıtma işlemi ile ters dönüşüm gerçekleşebilir. Bu özellik ise *şekil hatırlama etkisi* olarak bilinir⁽²⁵⁾.



(a)



(b)

Şekil 2.2. a) Fe-Ni alaışımında, b) Cu-Zn alaşımlarında martensitik dönüşüm süresince elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi⁽³⁾

Bir martensitik reaksiyonda hacim değişebilir olmakla beraber genelde bu değişim küçük miktarda veya bazı durumlarda hiç gerçekleşmez⁽²⁾. Parlatılmış bir alaşım yüzeyinde oluşan martensite kristalleri, çeşitli geometrik özelliklere sahip yüzey kabartıları şeklinde görülür. Optik mikroskop yardımıyla gözlenebilen bu kabartılar, martensitik dönüşümün makroskobik olarak görülen en belirgin özelliğidir. Martensite kristalleri, materyalin cinsine bağlı olarak genelde köşelere doğru uzanan ince plakalar veya mercimek (lenticular) tanesi şeklinde, düz plaka, iğne, kama ve benzeri şekillerde oluşabilir^(2,37). Öte yandan martensite faz bünyesinde kristalografik ikizlenmeler, yığılma kusurları, dislokasyonlar ve nokta kusurları gibi birçok örgü kusurları ihtiva eder^(3,4).

2.1.4. Martensitik Dönüşümlerde Dış Zor Etkisi

Bazı alaşımlarda martensitik dönüşümlerin zorun etkisi ile oluştuğu uzun süredir bilinmektedir. Belirli bir sıcaklıkta plastik zorun uygulanması genellikle dönüşüm miktarını artırır. Uygulanan bir dış zor veya plastik deformasyon ile austenite yapı martensite yapıya dönüşebildiği gibi bazen martensite yapı bir başka martensite yapıya da dönüşebilir. Bazı dönüşümlerde elastik zorlar da benzer etkiye sahiptir. Kullanılan materyal tek kristal olduğunda ise uygulanan zorun doğrultusu önemlidir^(1,2).

Bir martensitik dönüşüm için zorun uygulanma sıcaklığının, M_s sıcaklığının üstünde olması oldukça anlamlıdır. Bu sıcaklığın üzerinde bir sıcaklık aralığında austenite faza veya austenite-martensite her iki fazın karışımına uygulanan zor, dönüşüm için bir tetikleme görevi yapar. Bu şekilde oluşan bir dönüşüm, termal etkiyle önceden oluşmuş çekirdeklenme yerlerinde fakat zor etkisiyle gerçekleşir. Yani, uygulanan zor ile yeni çekirdeklenme oluşmaz ancak zor öncesi varolan çekirdeklenme noktalarında oluşum gerçekleşir. Bu şekilde oluşan martensite, *zor-etkili martensite (stress-induced)* olarak isimlendirilir. Şayet dönüşüm, plastik deformasyon ile ve yeni çekirdeklenmeler oluşarak meydana geliyorsa bu durumda oluşan martensite, *zorlanma-etkili martensite (strain-induced)* olarak adlandırılır. Zor-etkili ve zorlanma-etkili martensiteler birbiriyle kıyaslandığında her ikisi de zor etkisi ile oluşmasına karşılık çekirdeklenmelerinin farklı olduğu görülür^(43,44).

M_s sıcaklığının üstünde bir zor uygulandığı zaman, doğal bir dönüşüm için sıcaklık çok yüksek olmasına rağmen martensite faz oluşur. Uygulanan

zor altında martensitenin oluştuğu bu en yüksek sıcaklık M_d sıcaklığı olarak adlandırılır. Bir başka ifadeyle M_d sıcaklığı, dış zor altında yükselen martensite başlama sıcaklığıdır. Dış zor veya plastik deformasyon, dönüşüm için gerekli sürücü kuvvete yalnızca ilave bir katkı sağlayacağından M_d sıcaklığının bir üst sınırı olmalıdır ve bu sınır değerı T_0 denge sıcaklığıdır. Genelde ters dönüşümün oluşumu da benzer yolla sağlanabilir. Dış zorun varlığı durumunda tersinir dönüşüm A_s den daha düşük bir sıcaklıkta gerçekleşir. Zor altında ters dönüşümün başlama sıcaklığı A_d olarak isimlendirilir. Her iki A_d ve M_d sıcaklıkları, uygulanan zorun etkisi sonucu bir artış göstererek T_0 sıcaklığına yaklaşır^(3,4).

Bir martensitik dönüşüm için zorun uygulanma şekli de önemlidir. Dolayısıyla dönüşümde basma zorunun mu yoksa çekme zorunun mu daha etkili olduğu dşncesi doğrultusunda bir çok çalışma ortaya konmuştur. Bu konuda yapılan araştırmalar sonucunda dönüşüm için bazı alaşımlarda basma zorunun, bazı alaşımlarda da çekme zorunun daha baskın olduğu görülmekle beraber bazı alaşım sistemlerinde, uygulanan zor durumunun dönüşüm davranışı üzerinde etkisinin olmadığı veya yok denecek kadar az olduğu grlmştur. Özellikle bazı şekil hatırlamalı alaşımlarda çekme zorunun basma zorundan daha etkili olduğu sonucuna varılmıştır. Öte yandan Sakamoto ve arkadaşları Cu-Al-Ni tek kristallerinde basma zorunun çekme zorundan daha etkili olduğunu gstermişlerdir^(43,44).

Numuneye uygulanan çekme (tensile) zoru dönüşüm sıcaklığını artırır. Martensitik dönüşüm sıcaklığı basıncın bir fonksiyonudur. Eğer hidrostatik basıncı büyük ise, atomlar arası uzaklık küçülerek elektron dağılımı artacak

ve bu nedenle de dönüşüm sıcaklığında önemli bir değişime neden olacaktır. Bir çok alaşımda basıncın artması sonucu dönüşüm sıcaklığının düştüğü görülmüştür. Aynı düşünce doğrultusunda numuneye negatif basınç uygulandığında dönüşüm sıcaklığının artması düşünülür. Pratikte negatif hidrostatik basınç elde edilememesine karşın uygulanan bir çekme zoru, negatif basınç etkisi gösterir ve dönüşüm sıcaklığının artmasını sağlar. Böylece M_s 'nin üstünde bir sıcaklıkta uygulanan çekme zoru dönüşüme neden olur^(4,10).

Martensitik dönüşümlerde kesme zorları da etkilidir. Dönüşümün ana kristalin örgü deformasyonu sonucu gerçekleştiği bilinmektedir. Bu örgü deformasyonu kesme ile meydana gelir. Bu nedenle uygun yönde bir kesme zorunun uygulanması dönüşüme olumlu bir katkı sağlar. Dönüşüm için gerekli sürücü kuvvet, kesme zorunun doğurduğu mekaniksel işin devreye girmesi ile azalır. Böylece numuneye zor uygulandığında M_s sıcaklığı yükselir. Dış zorlardan meydana gelen M_s sıcaklığı oda sıcaklığının üzerinde ise bu durumda martensite oda sıcaklığında uygulanan zor ile oluşur⁽⁴⁾.

Uygulanan dış zorun martensitik dönüşüm sıcaklığına etkisini araştırmak amacıyla yapılan deneysel çalışmalar sonucunda zorun artmasıyla beraber M_s 'nin de arttığı görülmüştür. Bu konu üzerinde teorik çalışma ise Patel ve Cohen tarafından gerçekleştirilerek dönüşüm esnasında uygulanan zorun yaptığı mekaniksel işin dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvveti azalttığı ve böylece daha üst sıcaklıklarda dönüşümün başladığı sonucuna varılmıştır^(4,10).

Bugüne kadar bir çok alaşım sisteminde zor etkisi incelenmiştir. Bunlardan en yaygını çeliklerdeki dönüşümdür. Fe-Cr-Ni alaşımda martensite miktarının zorlanmaya göre değişimi incelenerek zorlanma miktarı artıkça martensite miktarının arttığı ortaya konulmuştur. Fe-bazlı birçok alaşımda uygulanan plastik deformasyon altında zorlanma-etkili (strain-induced) martensite gözlenmiştir^(4,34,45). Öte yandan zorlanma-etkili martensite morfolojisinin genel olarak termal-etkili martensitelerden farklı olduğu görülmüştür. Bunun nedeni deformasyon etkisi ile M_s sıcaklığının artması sonucu oluşumun daha yüksek dönüşüm sıcaklığına sahip martensite karakteristiğine benzer morfolojilerde ortaya çıkmasıdır. Ayrıca zorlanma-etkili martensitenin, mekaniksel özellikleri etkilediği bilindiği için böyle bir morfolojik değişimin beklenilmesi yanlış olmayacaktır⁽⁴⁾.

Dış zor, Fe alaşımlarında etkili olduğu gibi Cu, Ti ve Ag bazlı diğer alaşımlarda da önemlidir. Öte yandan uygulanan dış zor altında martensite oluşmuş alaşımlarda yüksek zor etkisi nedeniyle sık sık kırılma yüzeyi görülür. Bu yüzeyde austenite tamamen martensite faza dönüşmüştür⁽⁴⁾.

2.1.5. Martensitik Dönüşümlerde Örgü Kusurlarının Etkisi

Katılar atomik dizilmelerinde bir takım kusurlar içerir. Gerek katılaşma sürecinde gerekse ısı, dış zor ve basınç gibi sonradan etkilerle ortaya çıkan bu kusurlar; noktasal kusurlar, çizgisel kusurlar, iki-boyutlu yüzeysel kusurlar ve üç-boyutlu hacimsel kusurlar olmak üzere dört grupta toplanabilir. Bu kusurlar, katının mekanik ve fiziksel davranışları üzerinde önemli etkilere sahiptir^(46,47).

Martensitik dönüşümlerde ana fazın mikroyapısal özellikleri önemlidir. Dönüşüm öncesi ana fazda bulunan örgü kusurlarının martensitik dönüşüm süresince atomların düzenli bir şekilde yeniden dizilimlerini etkilemesi beklenir. Genellikle ana fazda farklı türde bulunan bu kusurların etkilerini birbirinden ayırmak oldukça güçtür^(48,49).

Noktasal kusurların etkisi: Temel nokta kusurları boşluklar, arayer atomları ve safsızlık atomlarıdır. Bu kusurlar çevrelerinde bir gerilme alanı oluşturmakla beraber atomsal difüzyonu kolaylaştırırlar⁽²⁸⁾. Martensitik dönüşüm olayında boşluklar önemli etkiye sahiptir. Bir metal yüksek sıcaklıklarda daha yüksek yoğunlukta boşluk içerir. Ana fazda yüksek yoğunlukta boşlukların bulunması hızlı soğutma sürecinde M_s sıcaklığını meydana getirir ve böylece martensitik dönüşüm oluşur. Boşluklar, dönüşümün daha kolay gerçekleşmesini sağlar. Çünkü bir atom boşluk bölgesinde daha hareketlidir. Bu nedenle daha küçük bir sürücü kuvvet dönüşümü meydana getirebilir ve martensite çekirdeklenme ve büyüme oluşumu daha rahat olabilir. Numune daha yüksek sıcaklıklardan hızlı soğumaya bırakıldığında boşlukların yoğunluğundaki artışla beraber M_s sıcaklığı yükselir ve dönüşüm miktarı artar. Ayrıca bir alaşımlama elementi, ana fazın boşluk yoğunluğunu etkileyebileceği için bu elemente bağlı kimyasal serbest enerjideki bir değişimle de martensitik dönüşüm etkilenir^(4,50,51).

Dislokasyonların etkisi: Bir kristal yapı içerisinde kusur olarak en çok dislokasyonlar (çizgisel yapı kusurları) görülür. Dislokasyonlar, genel anlamda kristal yapı içerisinde yerlerini değiştirmiş atomların oluşturduğu bir

çizgi olarak düşünülebilir. Bir katıda dislokasyonlar sonucu atomlar denge konumlarından ayrıldıklarından çizgi çevresinde gerilmeler doğar. Dolayısıyla bir şekil değiştirme enerjisi depo edilir. Dislokasyonların ortaya çıkardığı bölgeler bozulmamış bölgelere göre daha yüksek enerjili bölgelerdir⁽⁵²⁻⁵⁴⁾.

Martensitik oluşumun çekirdeklenme aşamasında dislokasyonların büyük önem taşıdığı yapılan araştırmalarla ortaya konmuştur^(3,55,56). Dislokasyonların bulunduğu bölgeler, çekirdeklenmeler için daha küçük bir aktivasyon enerjisi engeli oluşturacaklarından, çekirdeklenme olasılığı bu bölgelerde en büyüktür ve bu bölgelerde çekirdekler kolayca ortaya çıkabilirler. Ayrıca dönüşüm sırasında oluşan çekirdeklerin, dislokasyonların zorlanma enerjilerini küçültmeleri nedeniyle çekirdeği ortaya çıkaracak olan atomlar dislokasyonlar tarafından çekilerek çekirdek oluşumu kolaylaşabilir ve böylece çekirdekler, daha çok dislokasyon çizgileri boyunca ortaya çıkarlar. O halde dislokasyonlar dönüşümün çekirdeklenme miktarını artırabilir ve bu nedenle de M_s sıcaklığında bir yükselme gerçekleşebilir.

Martensitik dönüşüm üzerinde dislokasyonların etkisi yalnızca çekirdeklenme ile sınırlı kalmaz. Martensite kristallerin büyüme aşamasında çekirdek üç boyutta genişleyerek ürün martensite kristali oluştururken dislokasyonlar bu oluşuma, doğrultusuna göre bazen kolaylaştırıcı bazen de engelleyici etki yaparlar. Yani zayıfta olsa dislokasyonların çekirdeğin büyümesini durdurma gibi bir olasılığı da vardır. Bu şekilde austenite-martensite faz dönüşümünü engelleyebildiği gibi martensite-austenite dönüşümünü de engelleyebilir^(4,49).

Ana fazın tane büyüklüğünün etkisi: Katılar sıvı halden katılaşıırken aynı anda bir çok kristal çekirdeği oluşmaya başlar ve sonuçta her biri tane (grain) olarak bilinen kristallerden oluşan çok kristalli yapı elde edilir. Tane, içerisinde atom dizilmelerinin özdeş olduğu bir kısımdır. Yapı içinde taneleri birbirinden ayıran sınırlar atomların düzgün olarak yerleşmediği alanlardır. Katıyı bölgelere ayıran bu sınırlar *yüzey kusuru* olarak bilinir. Tane sınırları yapı ve enerji yönünden tanelerden farklıdır. Bu farklılık nedeniyle tane sınırları kimyasal etkilere karşı daha duyarlıdır ve bu bölgelerde atomsal yayılım daha kolay olur. Diğer taraftan tane sınırları komşu tanelerle uyum sağlayamadıklarından dolayı dislokasyon hareketini engellerler. Bir metalde, ısıtılma işlemiyle tane boyutu, tane sayısı ve böylece de tane sınırları alanı değiştirilebilir^(28,52).

Bir tane sınırı geniş bir kusur bölgesi olması nedeniyle martensite çekirdeklenme için tercihli bir yer olarak düşünülebilir. Gerçekte tane sınırları ana fazın kararlı yapıda olmasına katkıda bulunur ve böylece martensitik dönüşümü engeller. Tane sınırı atomları, komşu atomların durumuna göre kısmen serbest olduklarından dolayı martensitik dönüşüm için nispeten kararlıdır ve bu bölgede atomlar dönüşüm için toplu harekete eğilimli değildir. Ayrıca tane sınırı yakınındaki örgü kusurları sınıra hareket ederek yok olabilir ve böylece çekirdeklenme noktalarının sayısında azalma beklenir. Yapılan araştırmalarla, austenite tane boyutunun küçülmesi ile çekirdeklenme oranının azaldığı ve kalan austenite miktarının arttığı gözlenmiştir, sonuç olarak ta austenite tane sınırlarının martensite oluşumunu engellediği kanısına varılmıştır^(4,57).

Martensitik dönüşüm sonrası oluşan martensite plakaların boyutu austenite tane boyutuna bağlıdır. Tane sınırları, martensite kristalin büyümesini durdurur. Öte yandan taneler içindeki martensite plakaların yoğunluğu austenite tane boyutundan bağımsızdır. Tane boyutu martensitik dönüşüm sıcaklıklarını da etkiler. Genelde alaşımlarda tane boyutlarının artması ile birlikte M_s sıcaklığı yükselir. Ancak bazı alaşımlarda tane boyutu dönüşüm sıcaklığını değiştirmeye de bilir^(3,4,18).

Yukarıda verilen örgü kusurlarından başka çökelti ve yığılma kusurlarının da martensitik dönüşümde önemi vardır. Çökelti bazen şekil değişimine engel oluşturarak dönüşümün başlamasını güçleştirir ve bu durumda M_s sıcaklığı düşer⁽⁵¹⁾. Bir kristal yapı içerisindeki atomik düzlemlerin yığılma sıralanışında meydana gelen bir düzensizlik olarak ortaya çıkan yığılma kusurlarının da martensitik dönüşüm üzerinde dislokasyonlara benzer bir etkiye sahip olduğu düşünülmektedir^(4,56).

2.1.6. Martensitik Dönüşümlerde Austenite Stabilizasyon Etkisi

Genel olarak bir martensitik dönüşümün başlama sıcaklığı, dönüşümün gelişimi ve dönüşümle ilgili diğer özellikler sistemin kimyasal ve kimyasal olmayan serbest enerjisi ile kontrol edilir. Kimyasal serbest enerji üç faktöre bağlıdır. Bunlardan ilki kimyasal kompozisyon değişimidir ve gerçekte bu değişim atomların difüzyonunda temel faktördür. İkincisi ise kristal yapı aynı kalmak şartıyla arayer atomlarının yeniden düzenlenmesi veya düzenli bir yapı oluşumu şeklinde atomik dizilimde meydana gelen değişimdir. Her iki durum sistemin entropi ve entalpisini değiştirir. Kimyasal serbest enerjiyi

değiştiren bir diğer faktör ise daha çok entalpiyi etkileyen sıkışma ve germe şeklindeki iç zordur.

Bilindiği üzere austenite ve martensite fazlar arasındaki kimyasal serbest enerji farkı dönüşümün sürücü kuvvetini oluşturur ve kimyasal olmayan serbest enerjiye dönüşür. Daha sonra bu enerji, dönüşüm üzerine oluşumu kaçınılmaz olan örgü kusurlarının enerjisi, austenite ve martensite fazlar arasındaki arayüz enerjisi ve kısmen ısı değişiminden sonra iş yapmada kullanılan enerji olarak paylaşılır. Bu enerjiler, dönüşüm ürününün çekirdeklenme ve büyümesi için gerekli olan aktivasyon enerjisinin bir parçasını oluşturur. Ana faz içinde boşluklar, dislokasyonlar ve tane sınırları gibi örgü kusurları, martensite çekirdeklenme yerlerini artırarak ana fazın kararsız olmasına katkı sağladıkları gibi bazen de dönüşüm ürününün büyümesini engelleyerek ana fazın kararlılığını sağlayabilirler. Ana fazın kararlılığında bu karşıt etkilerin hangisinin baskın olduğu kimyasal kompozisyona ve örgü kusurlarının doğasına bağlıdır^(2,4).

Genel olarak austenite fazdan martensite faza dönüşümü güçleştirme işlemi *austenite stabilizasyon* olarak isimlendirilir. Bu olay bir çok durumda gerçekleşir ve genelde kimyasal stabilizasyon, termal stabilizasyon ve mekaniksel stabilizasyon olmak üzere üç grupta toplanır⁽⁴⁾:

Kimyasal stabilizasyon, kabaca kimyasal kompozisyonda meydana gelen bir değişim sonucu M_s sıcaklığının düşmesi şeklinde tanımlanabilir. Alaşımın kimyasal kompozisyonunda meydana gelen değişime göre ana faz kararlı olabildiği gibi kararsız durumda söz konusu olabilir. Ayrıca sistemin kimyasal serbest enerjisini etkileyen iç zor ve yeniden atomik düzenlenme

ana fazın kararlılığında etkilidir. Cu-Al-Ni alaşımlarında ana fazın kararlılığı Al ve Ni miktarının değişimi ile sağlanabilir^(19,20).

Mekaniksel stabilizasyon ise ana fazda materyale plastik deformasyon uygulanması ile ortaya çıkar. Austenite yapı, plastik deformasyona uğradığında artık zorlar ve örgü kusurları meydana gelir. Artık zorlar, M_s sıcaklığını yükselten ve A_s sıcaklığını düşüren uzun-mesafe elastik zorlardır. Bu etki, deformasyon derecesinin yükselmesi ile artar. Öte yandan örgü kusurları M_f sıcaklığını düşürürken A_f sıcaklığını yükseltir. Böylece dönüşümün sıcaklık aralığı plastik deformasyon sonucu genişler.

Termal stabilizasyon ise ana fazın kararlılığında ana etki olarak kabul edilir. Termal etkili austenite stabilizasyonunda baş etken austenitleştirme sıcaklığıdır. *Austenitleştirme sıcaklığı* kabaca ana fazda numuneyi homojenleştirme sıcaklığı olarak bilinir. Bu sıcaklık martensitik dönüşümler üzerinde önemli etkiye sahiptir⁽⁵⁸⁾. Numunenin austenitleştirme sıcaklığının artırılması, ana fazın tane boyutlarındaki artışla birlikte M_s sıcaklığının yükselmesine neden olur. Bu sıcaklığın düşürülmesi halinde ise austenite yapı daha kararlı olur ve dolayısıyla M_s sıcaklığı düşer. Aynı zamanda, numuneyi bu sıcaklıkta tutma süresinin artması da M_s sıcaklığını yükseltir. Daha yüksek bir sıcaklıktan hızlı soğutma yapıldığında, soğutma esnasında daha büyük bir termal zorlanma oluşacağından M_s sıcaklığının artması beklenir. Ancak bu etkinin çok büyük olması beklenemez. M_s sıcaklığının yükselmesinin nedeni, dönüşüm sırasında tamamlayıcı kesme için gerekli enerjinin azalmasıdır. Bu ise daha yüksek bir sıcaklığa ısıtma nedeniyle örgü kusurlarının yok olmasından kaynaklanır^(4,59).

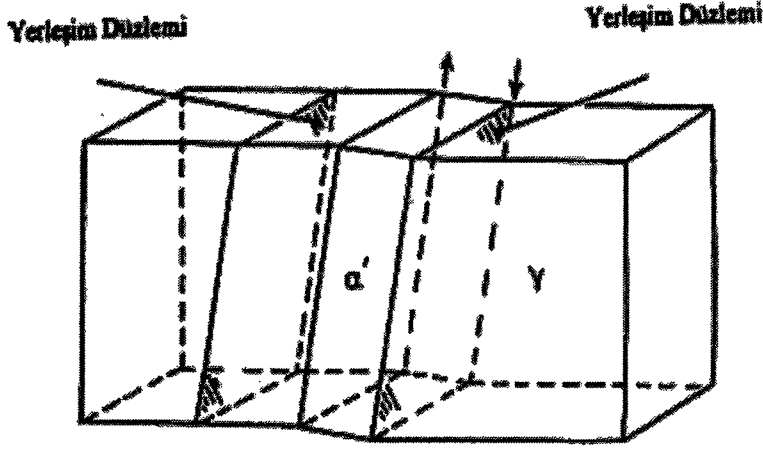
Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda austenitleştirme (beta ısı işlemi) sıcaklığı oldukça önemlidir. Hume-Rothery alaşımı olarak bilinen bu alaşımlarda faz kararlılığı, atom başına ortalama iletim elektronlarının sayısı ile kontrol edilebilir. Ana fazın atomik düzeni, uygulanan ısı işlem ve soğutmaya bağlı olarak değişir. Genellikle bu alaşımlarda β -faz yalnız yüksek sıcaklıklarda kararlıdır ve düzensiz A2 yapısına sahiptir. Ancak bu faz, daha düşük sıcaklıklara hızlı soğutma sonucu yarı kararlı B2 ve DO₃ veya L2₁ şeklinde düzenli süper örgü yapılarında bırakılabilir. Martensitik dönüşüm ise soğutma altında bu yarı kararlı yapılardan sıkı-paket yapılara dönüşüm şeklinde gerçekleşir^(51,60,61).

Öte yandan bir martensitik dönüşüm soğutma hızından da etkilenir. Hızlı soğutma martensitik dönüşümün kinetik ve termodinamik özelliklerini etkiler. Cu-bazlı alaşımlarda hızlı soğutmanın ana sonuçları olarak nokta kusurlarının konsantrasyonunun ve atomik düzenin değişimi gösterilebilir. Bu alaşımlarda soğutma hızına bağlı olarak uzun-mesafe atomik düzen derecesi değişebilir. Dolayısıyla oluşan yapılara ait örgü parametreleri, alaşım kompozisyonunun yanında soğutma hızına da bağlı olur. Genelde soğutma hızı kritik bir değerin üstünde çok yüksek olmadığı durumlarda martensite dönüşüm sıcaklığı soğutma hızına göre değişir. Ancak bu etki çok büyük değildir. Yapılan araştırmalarda soğutma hızı artarken M_s sıcaklığının düştüğü görülmüştür^(4,11,62,63). Ayrıca soğutma hızı kalan austenite miktarını da etkiler. Soğutma hızı arttığında kalan austenite miktarı azalır. Bunun nedeni, yavaş soğutma esnasında numunedeki boşlukların hareketi ve yok olmaları için yeterli süreye sahip olmaları ve bu sırada oluşan daha küçük termal zorların stabilizasyona katkıda bulunması olarak düşünülür⁽⁴⁾.

2.2. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLERİN KRİSTALOGRAFİK ÖZELLİKLERİ

Martensitik dönüşümler genel olarak iki ana özellikle vurgulanır. Bunlardan ilki difüzyonsuz bir şekilde düzenli olarak atomların birlikte hareketini içeren büyüme mekanizması diğeri ise dönüşüm bölgelerinde yüzey rahatlaması olarak kendini gösteren şekil değişimidir^(64,65).

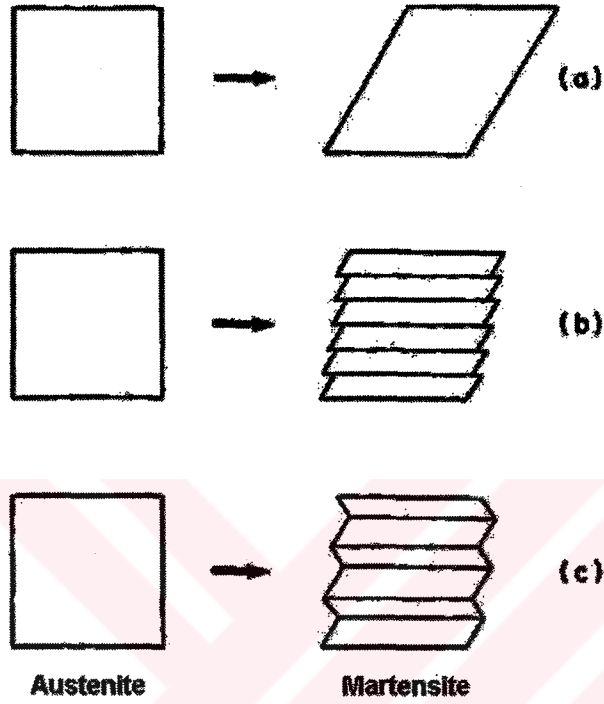
Dönüşümün difüzyonsuz doğası kristalografik olarak oldukça ilginç bir oluşum şekli ortaya koyar. Atomların komşuluklarını değiştirmeden birlikte hareketi sonucu, tüm yapı bir kristal yapıdan bir başka kristal yapıya geçer. Kristal yapıda gözlenen bu değişim homojen örgü deformasyonu sonucu gerçekleşir ve kristalin dış yüzeyinde kolayca gözlenebilecek bir bozulma ile kendini gösterir^(4,65). Dönüşüm esnasında austenite yapıdaki doğrultular martensite yapıdaki farklı doğrultulara ve benzer şekilde düzlemlerde farklı düzlemlere dönüşür (Şekil 2.3). Böylece, austenite ve martensite kristal yapıların bazı düzlem ve doğrultuları arasında belirli açılar gözlenir ve bu ilişkiden iki yapı arasında kristalografik *dönme bağıntısı (orientation relationship)* doğar. Bu bağıntı, her iki yapının birim hücre eksenleri arasındaki açısal ilişki ile belirlenir ve alaşımın kompozisyonu ve dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak değişebilir. Ayrıca martensitik dönüşümde, iki kristalografik yapı arasında sınır özelliği taşıyan ve *alışım düzlemi (habit düzlemi)* olarak adlandırılan bozulmamış ve dönmemiş bir düzlemin varlığı ortaya çıkar (Şekil 2.3). Bu düzlem, her iki austenite ve martensite yapının karakteristik düzlemi olup iki yapı arasında varolan yönelim bağıntısını verir⁽⁶⁴⁾.



Şekil 2.3. Martensitik dönüşümün difüzyonsuz doğasına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim ve yerleşim düzlemi

Atomların birlikte hareketinin bir sonucu olarak kristalde gözlenen şekil bozulması plastik deformasyonun varlığını kanıtlar ve bu deformasyonun büyüklüğü dönüşüm kristalografisine göre değişir. Dönüşüm sırasında meydana gelen örgü zorlanması (şekil zorlanması) esnasında oluşumu çevreleyen austenite kristal örgüsü, dönüşüme uğrayan bölge üzerine zıt yönlü (dönüşümü engelleyici) tepki zorları uygular ve bu zorlar şekil değişimini sınırlar. Elastik zorlanmaların bu zıt yönlü zorları karşılayacak büyüklükte olmaması nedeniyle dönüşüme uğrayan bölgenin önemli miktarda plastik deformasyon geçirmesi gerekir. Plastik deformasyon sonucu zor ile zorlanma arasında mekanik bir denge kurulur ve böylece dönüşüm tamamlanır. 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 (internal twinning) türü yapı kusurları (martensite) oluşur (Şekil 2.4). Bu tip kusurlar, örgü

zorlanmasıyla oluşan austenite fazın şekil deformasyonunu büyük ölçüde azalttıkları için *örgüyü değiştirmeyen zorlanma (lattice-invariant strain-LIS)* olarak tanımlanırlar⁽⁴⁾.



Şekil 2.4. Martensitik dönüşümlerde deformasyon türleri (tamamlayıcı kesme) **a)** Örgüyü değiştirmeyen kesmeye sahip olmayan örgü deformasyonu, **b)** Kayma türü örgü deformasyonu (dislokasyonlar ve yığılma hataları), **c)** İkizlenme kesme deformasyonu (iç ikizler)

2.2.1. Martensitik Dönüşümlerde Kesme Mekanizması Modelleri

Austenite-martensite faz dönüşümü sırasında difüzyon olayı söz konusu olmadığından, austenite ve martensite yapılar arasında farklı yönelimlerin olduğu ve dönüşüm sırasında bozulmamış ve dönmemiş bir düzlemin bulunduğu göz önüne alınırsa, kristalografik açıdan martensitik bir dönüşümde en önemli deneysel verilerin iki fazın dönme bağıntıları ve habit

düzlemi olduğu görülür. Martensitik dönüşümlere ait yönelim bağıntıları deneysel gözlemlerle ortaya konmuş ve bu bağıntılar dikkate alınarak austenite yapıdan martensite yapıya dönüşüm olayı kesme mekanizmaları yoluyla açıklanmaya çalışılmıştır. Genel olarak martensitik faz dönüşümleri; yüzey merkezli kübik (f.c.c.) yapıdan hacim merkezli kübik (b.c.c.) yapıya, f.c.c. yapıdan sıkı paket hekzagonal (h.c.p.) yapıya ve b.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya geçişler şeklinde olmak üzere kristalografik açıdan üç grup altında toplanabilirler. Dönüşümün söz konusu olduğu yapılar arasındaki kristalografik dönme bağıntıları dikkate alındığında, kristal yapıların birinden diğerine birim örgü hücreesindeki atomların küçük yerdeğişimleri ile kolayca geçilebileceği görülmüş ve martensite yapının, yönelim bağıntılarının tanımladığı düzlemler üzerinde ve doğrultular boyunca meydana gelen kesmelerle açıklanabileceği gösterilmiştir. Bu dönüşümlerde atomik hareketler üzerine detaylı araştırmalar 1930'lu yıllarda başlamış, f.c.c.→b.c.c. ve b.c.c. → h.c.p. dönüşümleri için modeller geliştirilmiştir; Kurdjumov ile Sachs (1930) ve Nishiyama (1934), demir bazlı alaşımlarda f.c.c. → b.c.c. dönüşümünü incelerken Burgers (1934), Zr da b.c.c. → h.c.p. dönüşümü ile ilgilenmiştir^(4,36,66). Bu teoriler, austenite ve martensite örgüler arasında yönelim bağıntılarını ortaya koymuş ve atomların asıl hareketlerini açıklayabilmek için gerçek örgü kesmelerinin kullanılmasını sağlamışlardır.

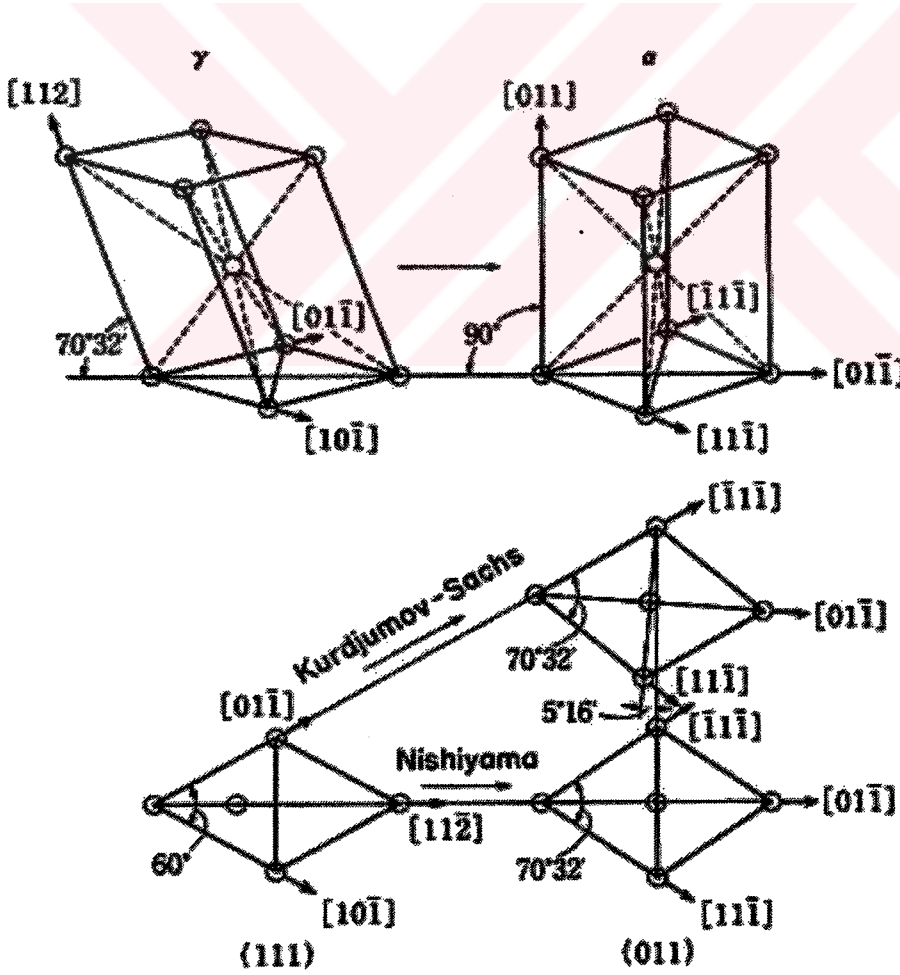
Fe-%1.4C alaşımında, austenite (γ) ve martensite (α') yönelimleri arasındaki bağıntılar Kurdjumov ve Sachs (1930)⁽⁶⁶⁾ tarafından

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

şeklinde gözlenmiş, 1934 yılında ise Fe-Ni alaşımlarında yönelim bağıntıları

$$(111)_\gamma \parallel (011)_\alpha, \quad [\bar{1}12]_\gamma \parallel [0\bar{1}1]_\alpha$$

şeklinde Nishiyama⁽⁴⁾ tarafından ortaya konmuştur. Kurdjumov-Sachs tarafından önerilen kristalografik dönme bağıntısına göre, austenite yapının $\{111\}_\gamma$ düzlemlerinde $\langle 110 \rangle_\gamma$ doğrultuları boyunca bir kesme (ikizlenme veya kayma) sonucu martensite yapının oluşmuş olacağı düşünülürken Nishiyama tarafından önerilen bağıntıya göre ise, $\{111\}_\gamma$ düzlemlerinde $\langle 112 \rangle_\gamma$ doğrultuları boyunca bir kesme ile dönüşümün gerçekleşebileceği öngörülmüştür (Şekil 2.5). Bu modeller her ne kadar tüm dönüşüm şekilleri için genelleştirilememelerine rağmen yinede dönüşüm kristalografisini açıklamada kısmen başarı elde etmişlerdir⁽⁴⁾.



Şekil 2.5. Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama kesme mekanizmaları

Öte yandan bu mekanizmalara göre kesme, austenite yapının $(111)_\gamma$ düzleminde oluşur ve bu düzlem martensite plakanın habit düzlemi olmalıdır. Fakat gerçekte habit düzlemleri, $(111)_\gamma$ düzleminden oldukça farklı olup alaşımın kompozisyonu ve dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak değişir. Ayrıca kesme, bu mekanizmalarda önerildiği gibi paralel atomik düzlemlerin her birinde aynı yön boyunca meydana gelmek zorunda değildir^(4,66).

Greninger ve Troiano (1941) ise martensitik dönüşümün iki kesme sonucu gerçekleştiğini düşünerek mekanizmayı açıklamak üzere çift kesme mekanizması önermişlerdir. Bunlardan ilki şekil değişimine neden olan makroskobik kesme diğeri ise sıradan bir optik mikroskopla gözlenemeyen mikroskobik kesmedir⁽⁴⁾.

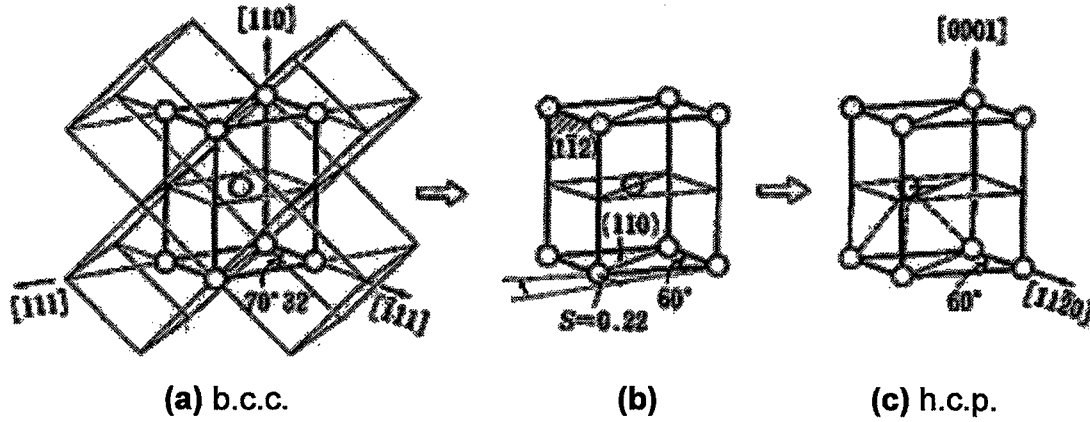
Martensitik dönüşümlerin bir diğeri kristalografik türü ise b.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşüm şeklinde gerçekleşir. Genellikle bu tür dönüşüm Li, Ti, Zr, Hf metal ve alaşımlarında görülür. B.c.c. $\rightarrow$ h.c.p. türü dönüşüm için örgü yönelim bağıntıları ilk kez Zr metalinde Burgers tarafından ortaya konmuş ve böyle bir dönüşüm Burgers modeli ile açıklanmıştır. Burgers bağıntısı olarak bilinen bu bağıntılar

$$(110)_{bcc} \parallel (0001)_{hcp}, \quad [\bar{1}01]_{bcc} \parallel [11\bar{2}0]_{hcp}$$

şeklinde verilir.

Burgers tarafından önerilen kristalografik modele göre b.c.c. yapıdan h.c.p. yapıya dönüşüm iki adımdan oluşur (Şekil 2.6). Birinci adımda (a)'dan (b)'ye oluşum, $(\bar{1}\bar{1}2)_{bcc}$ düzleminde $[\bar{1}11]_{bcc}$ doğrultusu boyunca bir kesme ile gerçekleşirken ikinci adımda (b)'nin $(110)_{bcc}$ düzleminde meydana gelen karışık yönlü kesmeler sonucu h.c.p. yapıya (c) dönüşüm gerçekleşir. β -faz

alaşımlarında gözlenen martensitik dönüşümün Burgers bağıntısına uyduğu kabul edilir⁽⁴⁾.



Şekil 2.6. B.c.c. → h.c.p. dönüşümü için Burgers mekanizması

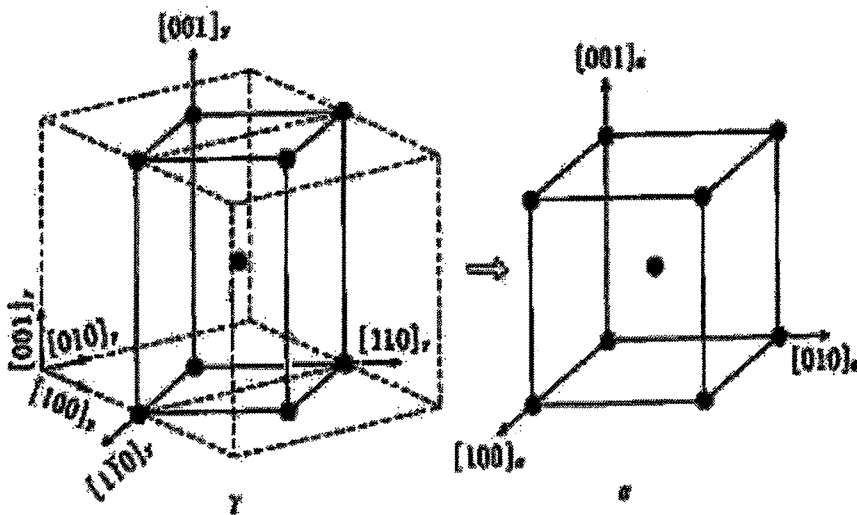
2.2.2. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografik Teorileri

Martensitik dönüşüm kristalografisi üzerine geliştirilen teorilerin çıkış noktasını değiştirmeyen düzlem zorlanması oluşturmuştur. Çünkü dönüşüme ait kristalografik özellikler ancak değiştirmeyen düzlem zorlanması ile tanımlanabilmiş ve kristalografik teoriler bu zorlanmayı baz alarak yönelim bağıntıları, habit düzlemleri, şekil değişimi ve diğer dönüşüm karakteristiklerini açıklamışlardır^(67,68).

Martensitik dönüşümlerin atomların birlikte hareketi sonucu gerçekleşmesi, ana ve ürün kristaller arasındaki arayüzeyin yüksek derecede koherent olmasını gerektirir. Dolayısıyla dönüşüm esnasında arayüzey bozulmamış ve dönmemiş bir düzlem olarak kalır. Bu iki şartı sağlayan bir düzlem *değişmeyen (invariant) düzlem*, bu düzlemde meydana gelen deformasyon ise *değişmeyen düzlem zorlanması (invariant-plane strain IPS)*

olarak isimlendirilir. Değişmeyen düzlem zorlanmaları, kayma hareketi ve mekaniksel ikizlenme şeklinde iki tür deformasyon zorlanması ile tanımlanabilir^(4,65).

Kristalografik özellikler dikkate alınarak martensitik dönüşüm mekanizmasını açıklamak üzere ilk kristalografik model 1924 yılında Bain^(4,36,69) tarafından verilmiştir. Bain'in f.c.c. → b.c.c. geçişlerini açıklamak üzere ortaya koyduğu bu modele göre, austenite kristal yapı bir b.c.t. birim hücre ile gösterilebilir ve basit bir homojen deformasyon sonucu b.c.c. hücreye dönüşebilir (Şekil 2.7). Böyle bir dönüşüm, f.c.c. (γ) örgünün ana eksenlerinden biri boyunca ($[001]_\gamma$) yaklaşık %20 kadar bir büzülme ve bu eksene dik diğer iki eksen boyunca düzenli bir şekilde yaklaşık %12 kadar bir uzama sonucu meydana gelir^(3,70). Bir örgüyü bir başka örgüye dönüştüren böyle bir homojen distorsiyon örgü deformasyonu olarak bilinir ve f.c.c. yapıyı b.c.c. (veya b.c.t.) yapıya dönüştüren özel durumda *Bain distorsiyonu* olarak isimlendirilir.



Şekil 2.7. F.c.c. → b.c.c. martensitik dönüşümü için Bain distorsiyonu

Bain distorsiyonu göz önüne alınarak, dönüşüm öncesi başlangıç örgü noktaları ve dönüşüm sonrası örgü noktaları arasındaki uygunluk tek bir yolla tayin edilebilir. Bu uyuma *Bain uyumu* denir. Bir f.c.c. yapıda, $[x_1, x_2, x_3]_f$ örgü vektörüne uyan b.c.c. yapıdaki örgü vektörü $[x_1, x_2, x_3]_b$ olsun. Bain uygunluğuna göre her bir örgü vektörünün bileşenleri arasında,

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

bağıntıları mevcuttur. Bu ifadeler,

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

şeklinde olmak üzere bir matris formunda ifade edilebilir. Örgü düzlemleri arasındaki uyum ise

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

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 verilir. Burada (3x3) tipinde kare matrisler *Bain uyum matrisleri* olarak bilinir⁽⁴⁾.

Bir f.c.c. örgüden b.c.c. (b.c.t.) örgü oluşumunu sağlayan başka örgü deformasyonları da bulunabilir. Ancak Bain deformasyonu en küçük bağıl atomik yerdeğiştirmeler ve böylece en küçük zorlanma enerjisi içerdiğinden dolayı böyle bir oluşum için oldukça uygundur. Doğruluğu deneysel sonuçlarla kanıtlanan bu distorsiyon, başlangıçta bir f.c.c. $\rightarrow$ b.c.c. (b.c.t.) martensitik dönüşümü için ortaya konmakla birlikte farklı örgü deformasyonu

dikkate alınarak gerçekleşen diğer tip martensitik dönüşümlere de uygulanabilir.

Bain modeli, dönüşüm kristalografisi üzerine yapılan araştırmaların başlangıcını oluşturmakla beraber bu model, yalnızca başlangıç ve final örgüler arasındaki uyum ile ilgilenir. Ancak bu örgüler arasındaki kristal yönelim bağıntıları hakkında bilgi vermez. Bu modelin dönüşümü tam olarak açıklayamaması üzerine 1950'li yıllarda homojen (Bain) ve inhomojen (shear) hareketlerin doğurduğu sonuçlar değerlendirilerek yeni kristalografik teoriler ortaya konmuştur. 1953 yılında Wechler, Lieberman ve Read (WLR)^(70,71), 1954 yılında ise Bowles ve Mackenzie (BM)^(72,73) tek bozunmalı veya klasik teoriler olarak tanımlanan kristalografik martensite teorilerini geliştirmişlerdir. Bu teoriler, kullanılan matematiksel yaklaşımlar farklı olmakla beraber esas olarak birbiriyle özdeştir^(67,74).

Gerçekte deneysel gözlemler, dönüşüm sonrası kristal yapıda bozulmamış bir arayüzün varlığını gösterirken Bain zorlanması böyle bir düzlemin oluşumuna izin vermediği için olayın açıklanmasında tam bir başarı elde edememiştir. WLR ve BM teorileri, Bain zorlanması ile bir başka zorlanmanın birleşimi sonucu bozulmamış bir düzlemin (habit düzlemi) oluşabileceğini kabul etmiş, ikinci bir zorlanma olarakta inhomojen veya tamamlayıcı kesme (shear) önermiştir^(67,70,72). Yani kristalografik teoriler, faz dönüşümü sırasında ortaya çıkan şekil bozulmasını açıklarken önce homojen bir örgü zorlanması, sonra da kristal örgüyü bozmadan oluşan heterojen özellikli bir zorlanmanın varlığını öngörmüşlerdir. Teorilerin her ikisinde de kristal örgüyü bozmayan şekil değişiminin ikizlenme veya kayma olabileceği kabul edilmiştir. Ayrıca teorilere göre, homojen ve inhomojen zorlanmalar

sonucu bozulmamış bir düzlem oluşmakla beraber böyle bir düzlem orijinal yerine bağlı olarak döner. WLR ve BM teorilerinde bu şekilde belirlenen dönüşüm genel olarak $F = R B S$ denklemi ile verilir. Burada F toplam şekil deformasyonunu (shape strain), B Bain zorlanmasını, S inhomojen kesme veya tamamlayıcı kesmeyi (complementary shear) ve R ise katı cisim dönmesini temsil eden (3x3) tipindeki matrislerdir⁽⁷⁰⁻⁷³⁾.

WLR ve BM teorileri bir çok dönüşüme başarı ile uygulanmıştır. Ancak yapılan elektron mikroskobu deneylerinde azda olsa bazı martensite kristallerinde ikizlenme ve kayma türü şekil bozulmalarının sayısının, bu teorilerin aksine birden fazla olabileceği görülmüştür. Bunun üzerine Ross ve Crocker (RC) ve Acton ve Bavis (AB) çift kesme teorileri olarak tanımlanan yeni teorileri geliştirmişlerdir. Bu teorilerde kristal örgüyü değiştirmeyen şekil bozulmasının iki tane olabileceği düşünülmüş ve tek kesme yerine S_1 ve S_2 gibi iki kesme kabul edilerek $F = B R S_2 S_1$ şeklinde verilmiştir⁽⁶⁷⁾. Daha sonra ise Bowles ve Dunne⁽⁷⁵⁾, S bozulması ile birlikte plastik zorlanmayı da öngören farklı bir çalışma yapmışlardır. Ortaya konan bu modellerden sonra yapılan çalışmalarla ne tek kesme teorilerinin ne de çift kesme teorilerinin bazı dönüşümlerde gözlenen şekil zorlanmasını açıklayamayacağı, olayı açıklayabilmek için toplam şekil deformasyonunun $F = B R S_n \dots S_2 S_1$ şeklinde ilave kesmelerle verilmesi gerektiği ortaya konulmuştur. Böylece oldukça karmaşık yapılı çoklu kesme teorileri doğmuştur⁽⁶⁷⁾.

Martensitik dönüşümün kristalografisini açıklamaya çalışan klasik ve yeni teoriler, bazı yerlerde yetersiz kalmakla birlikte önerilen temel unsurlar gözlem ve ölçümlerle kanıtlanmıştır.

2.3. β -FAZ ALAŞIMLARINDA MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER

2.3.1. Ana Faz Süper Örgü Yapıları

Termoelastik martensitik dönüşümün meydana geldiği bütün şekil hatırlamalı alaşımların ana fazı, temel olarak b.c.c. yapılı süper örgülere sahiptir. Bu alaşımlarda, ana fazın elektron/atom (e/a) oranı 1.5'e yakındır ve ana faz, β -faz olarak isimlendirilir. Dolayısıyla da bu alaşımlar β -faz alaşımları olarak sınıflandırılıp bakır, gümüş, altın ve nikel bazlı alaşımlar bu sınıfa girer^(4,7). Öte yandan şekil hatırlama özelliği göstermeyen alaşımlarda ise süper örgü söz konusu değildir. Atomların düzensiz bir şekilde dağıldığı bu alaşımlarda düzensiz yapılar mevcuttur. Bu tür alaşımlar genellikle demir bazlı olup f.c.c. $\rightarrow$ b.c.c. (b.c.t.) şeklinde dönüşüm gösterirler^(76,77).

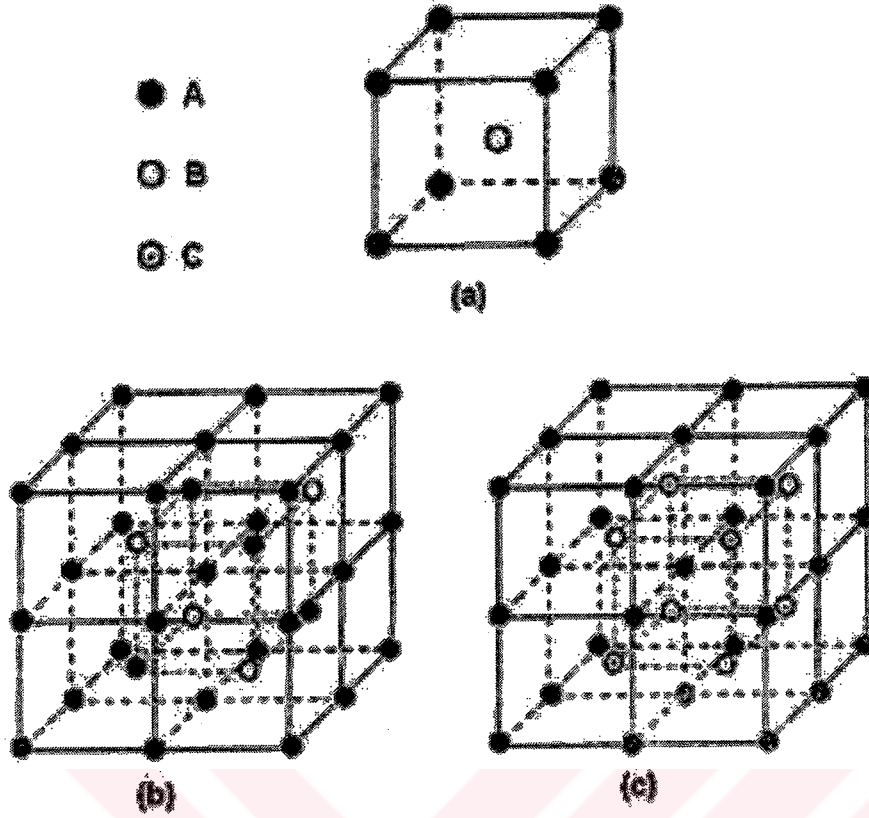
Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımların β -fazları, kompozisyon ve sıcaklığa bağlı olarak düzenli veya düzensiz süper örgü yapılara sahip olabilir. β -fazın kararlı süper örgü yapıları; düzensiz A2, düzenli B2, DO₃ veya L2₁ olmak üzere dört tipte bulunabilir. Yüksek sıcaklıklarda β -faz karardır ve düzensiz A2 kübik kristal yapısına sahiptir. Ancak bu faz, daha düşük sıcaklıklara hızlı soğutma sonucu yarı kararlı B2, DO₃ veya L2₁ durumlarından birinde bırakılabilir.

Alaşımların çeşidine bakılmaksızın, aşağı yukarı 50:50 kompozisyon oranına sahip alaşımların β -fazları, CsCl tipi (B2 veya β -brass süper örgü) düzenli yapıda olup β_2 faz sembolü ile ifade edilir. CsCl tipi yapı, iç içe girmiş iki basit kübik yapı olarak düşünülebilir. Yani bu yapının bazı iki atomludur. Şekil 2.8.a'da görüldüğü gibi Cl atomları küpün köşelerine yerleşirken Cs

atomları kübün merkezine yerleşecek şekilde dağılır. Bu tip yapıya örnek olarak ZnCu, AuCd, AlNi, LiTi alaşımları gösterilebilir⁽⁵²⁾.

Yaklaşık 75:25 kompozisyon oranına sahip alaşımların β -fazları ise Fe₃Al tipi (DO₃ süper örgü) düzenli yapıdadır ve β_1 faz sembolü ile gösterilir. Bu yapı normal b.c.c. tipinde birim hücrelerle CsCl tipi hücrelerin periyodik olarak yan yana gelmesiyle oluşur. Bu yapıda, b.c.c. alt yapının bütün örgü noktaları ile CsCl tipi alt yapının köşelerinde Fe atomları, CsCl yapının cisim merkezinde ise Al türü atomlar bulunur (Şekil 2.8.b). DO₃ birim hücresini tanımlamak için b.c.c. ve CsCl tipi dört hücreye ihtiyaç vardır. Bu süper örgünün en belirgin özelliği her bir atomun maksimum sayıda benzemeyen atomla çevrilmiş olmasıdır. Cu₃Al, BiLi₃ ve Fe₃Si gibi yapılar, DO₃ tipi süper örgülere sahip yapılardır^(7,78).

L2₁ süper örgüye sahip β -faz ise Cu₂MnAl tipi düzenli yapıdadır ve β_3 faz sembolü ile gösterilir. Şekil 2.8.c'de görüldüğü gibi bu yapı köşelerinde Cu türü atomlar ve cisim merkezinde sırasıyla periyodik olarak Mn ve Al türü atomlar bulunan CsCl tipi birim hücrelerin yan yana gelmesiyle oluşur. Bu yapıda birim hücre tanımı için sekiz tane CsCl tipi hücreye ihtiyaç vardır. Cu₂NiAl, Cu₂MnSn gibi alaşımlar bu yapıya iyi birer örnek oluşturur ve bu tip alaşımlar genellikle Heusler alaşımı olarak isimlendirilir^(78,62).



Şekil 2.8. a) CsCl, b) Fe₃Al, c) Cu₂MnAl-tipi süper örgü kristal yapıların birim hücreleri

2.3.2. β -Faz Alaşımlarında Martensite Kristal Yapıları

β -faz alaşımları, yüksek sıcaklıklarda düzensiz yapıda iken düşük sıcaklıklarda düzenli yapıya geçerler. Atomlar, düzenli yapılarda yerleşebileceği yerlere belirli bir düzen dahilinde yerleşirler. β -faz, yüksek sıcaklıklardan düşük sıcaklıklara hızlı soğutma yapıldığında reaksiyon sonucu yarı kararlı düzenli yapılar oluşur. Hızlı soğutmaya devam edildiğinde ise düzenli yapılar, alaşımın kompozisyonu ve soğutma hızına bağlı olarak değişik tür de martensite biçimlerine dönüşür⁽⁴⁾.

β -faz alaşımlarında, martensitik dönüşüm ürünleri f.c.c. ve h.c.p. gibi sıkı-paket tabaka yapılarıdır. Bu tür martensitik dönüşümün Burgers bağıntısına uyduğu kabul edilir. Sıkı-paket tabaka yapılar, $\{110\}_{bcc}$ düzleminde dönüşüm kesmeleri sonucu meydana gelir. Her bir düzlem üzerinde $\pm [1 \bar{1} 0]$ şeklinde iki mümkün kesme yönü vardır. Şayet kesme, (110) düzlemine paralel her bir düzlem üzerinde aynı yönde yer alırsa ürün yapı f.c.c. dir. Buna karşın her bir düzlem üzerinde zıt yönlerde değişimli kesmeler meydana gelirse ürün yapı h.c.p. dir. Ürün yapıların oluşumu enerji açısından bir uygunluk söz konusu olduğunda mümkündür^(4,7).

Şekil hatırlama özelliği gösteren β -faz alaşımlarında termoelastik martensitik dönüşüm sırasında tek bir kristalden, aynı kristal yapıya sahip fakat farklı kristalografik yönelimli çeşitli martensiteler oluşur. Bu martensitelerin her biri *varyant* olarak isimlendirilir. Düzenli ana fazda altı tane $\{110\}$ düzlemi ve her bir düzlem için iki mümkün kesme yönü vardır. Böylece kesme yönü ve yığılım düzlemlerinin 12 olası bileşimi söz konusudur. Her bir bileşimde, kristalografik olarak eşit iki dönmemiş ve bozulmamış (undistorted) habit düzlemi olasıdır. Bu durumda tek kristal ana fazdan 24 tane farklı martensite varyantı oluşur^(7,9).

β -faz alaşımlarında, ana fazın (110) düzlemi hekzagonal distorsiyon sonucu bozulur ve bir kesme yardımıyla $[110]$ doğrultusuna dik kaydırılırsa düzlemdeki atomlar martensite fazın kararlı denge konumlarına yerleşir. Böylece $(110)_{bcc}$ düzlemindeki atomik konumlar değişerek farklı düzenlerde sıkı-paket düzlemleri meydana gelir (Şekil 2.10, 2.14). Martensite fazın tamamı ise bu farklı düzenlerdeki sıkı-paket düzlemlerin düzenli olarak

yığılmasıyla kurulur. Böyle kristaller *uzun periyotlu yığılan düzen yapıları* olarak adlandırılır. β -faz alaşımlarında bu şekilde meydana gelen martensite yapıları ve özellikleri Çizelge 2.1'de verilmiştir.

Çizelge 2.1. β -faz alaşımlarında austenite ve martensite yapıların gösterimi ve özellikleri

Faz Sembolü		Yığılma Düzeni		Kristal Yapısı		
Austenite	Martensite	Ramsdell	Zhdanov	Örgü düzeni	Uzay Grubu N M	Kristal sistemi N M
β				A2	Im3m	Kübik
	α'	3R	(1) ₃	A1	Fm3m	kübik
	β'	9R	(21) ₃		R3m	trigonal
	γ'	2H	(11)	A3	P6 ₃ /mmc	hekzagonal
	γ'	4H	(22)		P6 ₃ /mmc	hekzagonal
β_1	α'_1	6R	(1) ₆	DO ₃	Fm3m	Kübik
	β'_1	18R ₁	(21) ₆		I2/m	monoklinik
	β'_1	18R ₂	(1131) ₃		I2/m	monoklinik
	β''_1	18R+2H			I2/m	monoklinik
	γ'_1	2H (N/M)	(11)		Pnmm	ortorombik
β_2	α'_2	3R (M) 3R (N)	(1) ₃	B2	Pm3m	Kübik
	β'_2	9R (M) 9R (N)	(21) ₃		P2/m P4/mmm P2/m P2/m	monoklinik tetragonal monoklinik monoklinik
	γ'_2	2H (N/M)	(11)		Pmma	
β_3	α'_3	6R	(1) ₆	L2 ₁	Fm3m I2/m	Kübik monoklinik
	β'_3	18R	(21) ₆		I2/m	monoklinik
	γ'_3	2H (N/M)	(11)		Pnmm	ortorombik

Çizelge 2.1'de bir faz, faz sembolü ve kristal yapısına ait uzay grubu ile gösterilmektedir. Ancak faz sembolü ve uzay grubu, sıkı-paket düzlemlerin yığılma düzenini tam olarak ortaya koyamaz. Bu nedenle yığılma düzenini tanımlayabilmek için Ramsdell gösterimi veya Zhdanov sembolü kullanılır. Ramsdell gösterimine göre R ve H, taban düzlemine dik doğrultudaki simetriyi gösterirler ve sırasıyla rombohedral ve hekzagonal simetriyi belirtirler. Bu harflerden önce gelen sayılar ise sıkı-paket düzlemlerinin sayısını, yani toplam periyot sayısını verir. Bu periyotta, toplam periyodun $1/3$ 'ne sahip bir alt periyot vardır. Yine alt indis olarak kullanılan sayılar ise aynı periyot ve aynı simetriye sahip farklı tür yığılma düzenini gösterir ($18R_1$, $18R_2$ gibi). Zhdanov gösteriminde ise simetri yerine yığılma düzeni verilir. Örneğin 9R, Zhdanov sisteminde $(21)_3$ ile gösterilir. Burada parantez içinde verilen ilk sayı (2) pozitif kesme ile değişime uğramış katman sayısını, ikinci sayı (1) ise pozitif kesmeyi takip eden negatif kesme ile değişime uğramış katman sayısını ifade eder. Parantez dışında verilen alt indis (3) ise düzlem dizilişlerindeki tekrar sayısını gösterir ve bu üç dizilişin toplamı bir periyodu oluşturur^(4,62,79).

β -faz alaşımlarında, martensite kristal yapılarını tanımlamak için üç ana faktör dikkate alınır. Bu faktörler; sıkı-paket düzlemlerin ardışık yığılma düzeni (stacking sequence), atomların uzun mesafe düzeni (long range order) ve martensite temel (bazal) düzleminde atomların düzenli hekzagonal dizilimden sapmalarıdır⁽⁶²⁾.

Martensite fazda sıkı-paket düzlemlerin farklı sırada yığılmaları sonucu farklı tip yığılma düzeni ile farklı tip martensite yapı oluşur. Sıkı-paket

düzlemlerin yığılma sırası dikkate alındığında martensite yapılar genel olarak α' , β' ve γ' olmak üzere üç tip altında toplanır. Bu martensiteler yığılma düzeni ile birbirinden ayrılmakla beraber martensite katmanlarındaki mikroyapısal farklılıklar ve martensite oluşumunu sağlayan inhomojen kesmelerin farklılığı da bu yapıları birbirinden ayırır. Martensite dönüşüm esnasında, ana fazdan martensite faza aktarılan sıkı-paket düzlemlerinin uzun mesafe düzeni (long range order) dikkate alınmadığında üç tip martensitede, sıkı-paket düzlemlerin yığılma sırası ve martensite katmanlarında meydana gelen inhomojen kesmeler şöyle verilebilir⁽⁶²⁾:

α' -tip martensite: ABC... yığılma sırasına sahiptir. Katmanlarda meydana gelen inhomojen kesmeler ikizlenme ile oluşur.

β' -tip martensite: ABCBCACAB yığılma düzenine sahiptir ve inhomojen kesme, düzenli veya düzensiz olarak gruplandırılmış yığılma düzensizlikleri ile oluşur.

γ' -tip martensite: AB veya ABAC yığılma düzeni ile karakterize edilip ikizlenme şeklinde oluşan inhomojen kesmelere sahiptir.

Bu martensitelerin her biri, termal etki sonrası hızlı soğutma altında doğal olarak oluştuğu gibi β -faza uygulanan zorun etkisiyle ve varolan martensite yapının deformasyonu sonucu da oluşabilir^(22,80). Her tip martensite, farklı habit düzlemi yönelimi ile farklı yönelim bağıntısına sahiptir. Bu martensitelerin mikroyapılarının genel belirleyici niteliği, martensite plakalarının karşılıklı plaka düzeninde (self-accommodating) biçimlenmiş olmasıdır^(7,9).

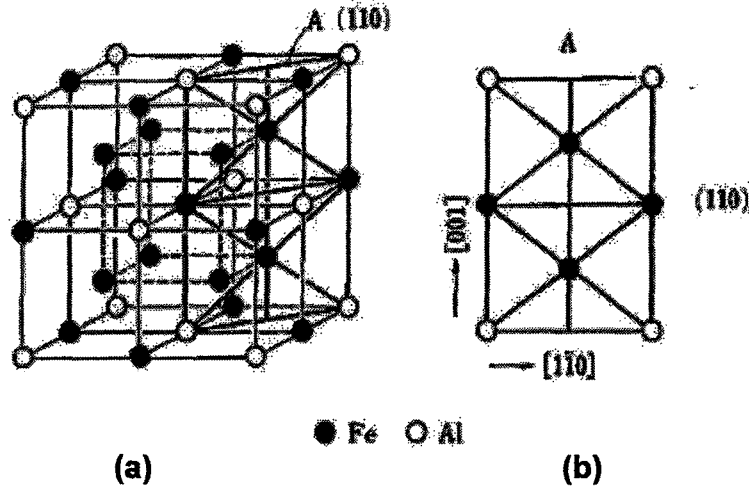
Martensite kristal yapıları tanımlamada kullanılan bir diğer faktör, β -fazdan kalıtsal olarak martensite faza aktarılan atomların uzun mesafe düzenidir. Bu düzen ana fazın sahip olabileceği B2, DO₃ ve L2₁ süper örgü düzenine göre üçe ayrılır. Dolayısıyla ana faz örgü düzenine bağlı olarak meydana gelen martensite yapıları göstermek üzere α'_1 , α'_2 veya α'_3 şeklinde üç alt indis kullanılır (Çizelge 2.1).

Uzun mesafe düzeninin tipi, sıkı-paket düzlemlerin yığılım düzenini iki şekilde etkiler. Bunlardan biri ana faz örgü düzeninin, martensite temel düzleminde yığılan farklı tür katman sayısını belirlemesidir. DO₃ yapıda, martensite yığın yapıları altı farklı sıkı-paket düzleme sahipken B2 yapıda bu sayı üçe düşer. Dolayısıyla DO₃ ana fazdan meydana gelen martensite yapıda, bir periyodu oluşturan sıkı-paket düzlemlerinin toplam sayısı çift olmak zorundadır. İkinci bir etki olarak ise martensite kristal yapıda uzun mesafe düzeninin, martensite temel düzleminde atomların düzenli hekzagonal dizilimden sapmalarına neden olmasıdır. Öte yandan bu sapmalar; uzun mesafe düzen derecesinden kaynaklandığı gibi atomların boyutları arasındaki farklar ve atomların farklı türde olmasından da kaynaklanabilir. Atomların martensite bazal düzleminde düzenli hekzagonal dizilimden sapmaları, martensite kristal yapılarını etkileyen en önemli üçüncü faktördür. Austenite yapının (110) düzlemi farklı hacimli atomlardan oluşmuş ise, hekzagonal distorsiyon sonucu bu düzlem üzerinde ideal bir hekzagonal elde edilemez. Bu durumda, martensite yapısındaki (001) yığılım düzlemlerinin ideal $a/3$ (veya $2a/3$) yerdeğiştirme değerlerinde küçük sapmalar olur. Bu sapmalar, martensite birim hücresinde ortorombik →

monoklinik şeklinde bir düzeltme yapılmasına neden olur. Bu durumda sapmaya uğramamış ortorombik normal (N) yapılar ile ortorombik yapıdan monoklinik yapıya bozulmuş (distorted) martensite yapıları birbirinden ayırmak için martensite yığın yapılarının gösterimine değişmiş (modified) anlamında (M) sembolü eklenir. Böylece monoklinik birim hücreye sahip martensiteler, ortorombik birim hücreli N9R veya N18R yerine, M9R veya M18R olarak temsil edilir (Çizelge 2.1).

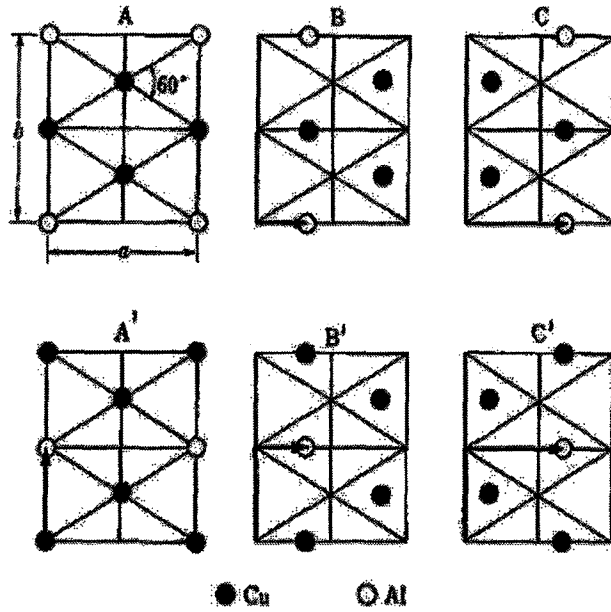
Bir martensite yapıda atomik düzenin derecesi, soğutma hızı veya soğutma işlemlerine bağlı olarak değişir. Sonuçta örgü parametreleri (veya β açısı) ve martensite kristal yapı, sadece alaşımın atomik kompozisyonuna bağlı kalmayıp aynı zamanda alaşımın termal geçmişi ve martensite oluşturma yöntemlerine de sıkı sıkıya bağlı olur⁽⁶²⁾.

Periyodik yığılan düzen yapıları çoğu durumda süper örgülere sahiptir. Bu süper örgülerin oluşumuna neden olarak, martensitik dönüşümde ana fazın atomik düzeninin aynen ürün faza aktarılması düşünülür. β -faz alaşımlarında austenite yapı genelde DO₃ ve B2 tipi süper örgülere sahiptir. DO₃ süper örgülü yapıda (Fe₃Al yapı), dönüşümün gerçekleştiği kesme düzlemi (110)_{bcc} ve bu düzlemde atomların yığılım düzeni Şekil 2.9.b'de gösterildiği gibidir.



Şekil 2.9. a) DO₃ süper örgü kristal yapısı (β_1 ana faz), b) (110)_{bcc} düzleminde atomların yığılma düzeni

DO₃ süper örgü yapılı β_1 ana fazdan oluşan periyodik yığılma yapılı martensitelerde A, B, C, A', B', ve C' şeklinde altı tip sıkı-paket yığılma düzlemi bulunabilir (Şekil 2.10). Bu düzlemler, Şekil 2.9.b'de verilen A(110) düzleminde meydana gelen atomik yerdeğiştirmeler sonucu oluşur. Şekil 2.10'da ok işareti, A düzlemini referans alarak her bir düzlemin yerdeğiştirme vektörünü göstermek üzere; B ve C düzlemleri a- ekseni ($[1 \bar{1} 0]$ doğrultusu) boyunca atomların yerdeğiştirmesi sonucu oluşurken A', B' ve C' düzlemleri ise A, B ve C düzlemlerinin sırasıyla b-ekseni boyunca ($[001]$ doğrultusu) b/2 kadar kayması sonucu meydana gelir. Burada a- ve b- ortorombik koordinatlarda eksenleri gösterir ve c-ekseni sıkı-paket düzlemlere diktir. A', B' ve C' de kullanılan üst indisler ise süper örgü yapının değişimini işaret eder.



Şekil 2.10. DO₃ süper örgülü β_1 ana fazdan meydana gelen periyodik yığılma yapılı martensitelerde sıkı-paket yığılma düzlemlerinin altı tipi

β_1 ana fazın, yukarıda verilen altı tip sıkı-paket tabakaları içeren $(110)_{\beta_1}$ düzlemlerinde, $\pm[1\bar{1}0]_{\beta_1}$ doğrultusunda meydana gelen kesmeler sonucunda periyodik yığılma yapılı martensite yapılar meydana gelir. Bu oluşum, altı tip sıkı-paket tabakanın sıkı-paket düzlemine paralel yönlerde birinin diğerine bağlı olarak kayması sonucu gerçekleşir. Böylece martensite faz, farklı düzenlerdeki bu bileşenlerin (A, B, C, A', B', C') belli bir düzen içerisinde yığılmasıyla kurulur. Sıkı-paket düzlemlerin özel yığılma sırası ana fazdaki düzenin tipine bağlı olarak değişecektir. Alaşımın DO₃ süper örgü düzenli β_1 ana faza sahip olması durumunda, üç tip yığılma düzeni ve dolayısıyla da üç tip martensite yapı meydana gelir. Oluşan martensite fazlar α'_1 , β'_1 ve γ'_1 sembolleri ile ifade edilir ve sırasıyla 6R, 18R ve 2H yapılarına sahiptir (Çizelge 2.1). Bu martensitelerin periyodik yığılan düzenli yapılarına ait yığılma sırası;

$$6R \ (\alpha'_1) \rightarrow AB'CA'BC'$$

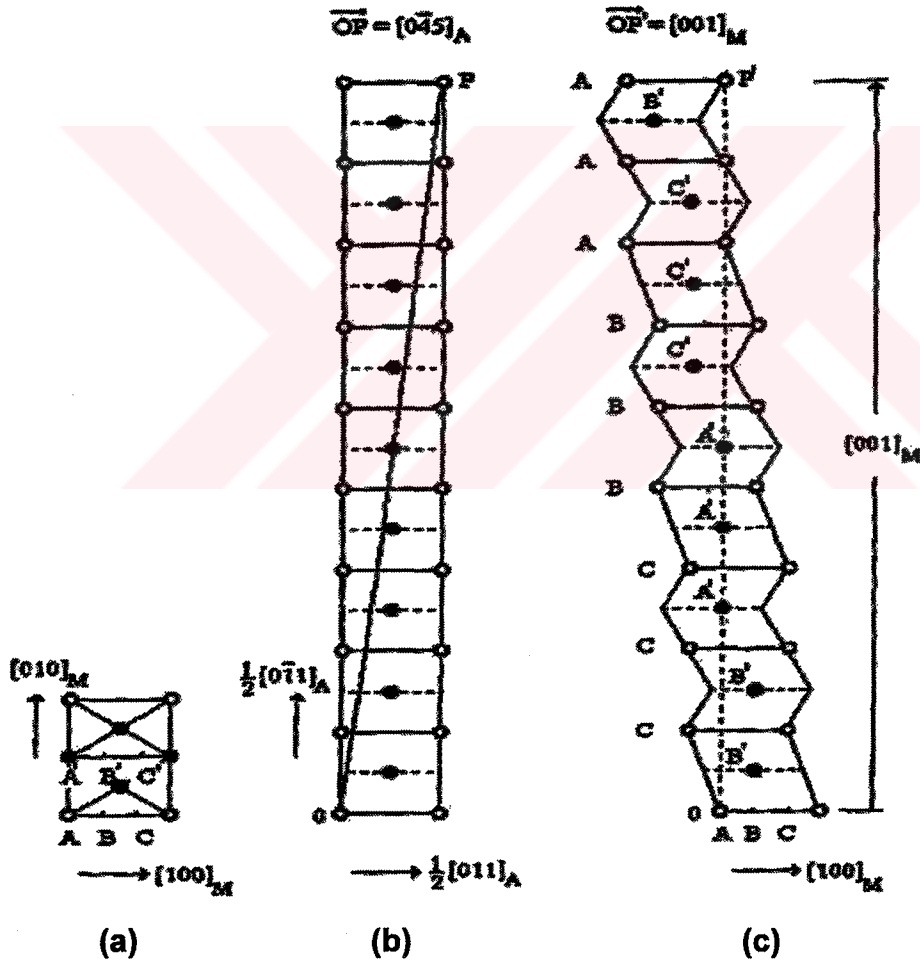
$$18R_1 \ (\beta'_1) \rightarrow AB'CB'CA'CA'BA'BC'BC'AC'AB'$$

$$18R_2 \ (\beta'_1) \rightarrow AB'AB'CA'CA'CA'BC'BC'BC'AB'$$

$$2H \ (\gamma'_1) \rightarrow AB'$$

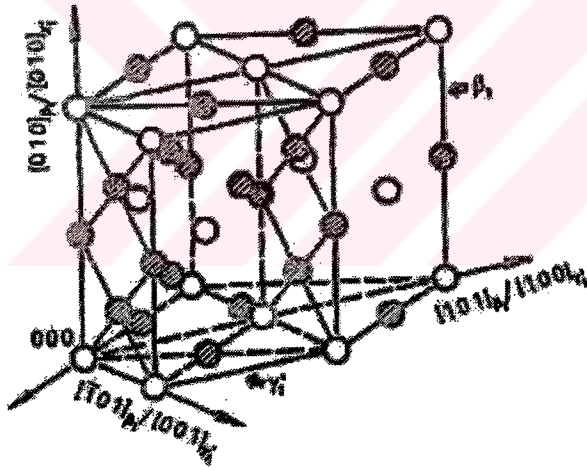
şeklindedir^(4,7).

Şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni alaşımlarında, alaşımin kompozisyonu ve uygulanan etkiye bağlı olarak β'_1 ve γ'_1 martensiteleri meydana gelir^(11,12).



Şekil 2.11. DO₃ → 18R dönüşümü a) Martensite bazal düzlemi, b) DO₃ yapıda (110) düzlemlerinin sıralanışı, c) 18R martensite yapının (001) sıkı-paket düzlemlerinin yığılma düzeni

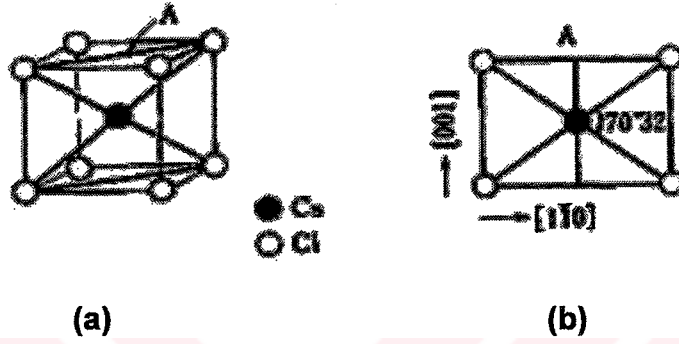
DO₃ düzenine sahip ana fazdan 18R (β_1') martensite yapının nasıl meydana geldiği Şekil 2.11'de görülmektedir. Martensite yapının (001)_M temel düzlemi austenite yapının ($0\bar{1}1$)_A temel düzleminden meydana gelir ve martensite yapı, $[011]_A$ yönündeki bir kesme uygulanmasıyla oluşur^(10,79). γ_1' martensite ise bir h.c.p. bazlı süper yapıya sahiptir. Katmanların dizilimi dikkate alındığında γ_1' martensitenin birim hücresi ortorombik olarak değerlendirilir^(4,12). Cu-Al alaşımında γ_1' (2H) martensitenin birim hücresi ve β_1 ana faz ile arasındaki yönelim bağıntısı Şekil 2.12'de görülmektedir. Al atomları 0 0 0, $\frac{1}{2}$ $\frac{1}{2}$ $\frac{1}{2}$ örgü konumunda iken Cu atomları 0 $\frac{1}{2}$ 0, $\frac{1}{2}$ $\frac{1}{4}$ 0, $\frac{1}{2}$ $\frac{3}{4}$ 0, 0 $\frac{1}{4}$ $\frac{1}{2}$, 0 $\frac{3}{4}$ $\frac{1}{2}$ ve $\frac{1}{2}$ 0 $\frac{1}{2}$ konumunda yer alır.



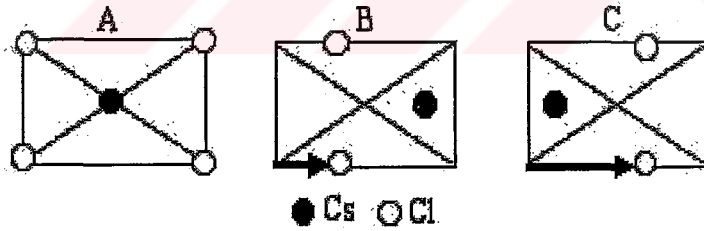
Şekil 2.12. Cu-Al alaşımında γ_1' martensite yapı modeli ve β_1 austenite faz arasındaki yönelim bağıntısı ((o) Al, (•) Cu)⁽¹²⁾

Bazı durumlarda ise alaşımin kompozisyonu ve uygulanan etkiye bağlı olarak β_1' ve γ_1' martensitelerin her ikisi birlikte (18R+2H) bulunabilir ve bu iki fazın karışımından oluşan martensite faz β_1'' faz sembolü ile gösterilir^(11,81).

Alaşımanın β fazının, B2 süper örgü düzenli (β_2 -faz) yapıda olması durumunda ise martensite dönüşümün gerçekleştiği $(110)_{bcc}$ düzleminde atomların yığılma düzeni değişecek (Şekil 2.13) ve süper örgü düzenine bağlı olarak uzun periyotlu yığılma yapılarını oluşturan sıkı-paket düzlemlerinde atomların dizilimi farklı olacaktır (Şekil 2.14).



Şekil 2.13. a) B₂ süper örgü kristal yapısı (β_2 ana faz), b) $(110)_{bcc}$ düzleminde atomların yığılma düzeni



Şekil 2.14. B2 süper örgülü β_2 ana fazdan meydana gelen periyodik yığılma yapıları martensitelerde sıkı-paket yığılma düzlemlerinin üç tipi

Şekil 2.14'te gösterilen üç tip sıkı-paket yığılma düzlemleri, A tabakasındaki atomların yerdeğiştirmeleri sonucu elde edilir. Burada da ok işareti, A tabakasını referans almak üzere her bir tabakanın yerdeğiştirme

vektörünü gösterir. Yukarıda verilen DO_3 yapısından oluşan martensite yapılara benzer şekilde, farklı düzendeki A, B ve C sıkı-paket düzlemleri belli bir düzen içerisinde yığılarak periyodik yığılma yapılı martensite yapılar meydana gelir. B2 süper örgü düzenine bağlı olarak β_2 ana fazdan meydana gelen martensite fazlar ise α'_2 , β'_2 ve γ'_2 sembolleri ile gösterilir ve sırasıyla 3R, 9R ve 2H yapılarına sahiptir. Bu yapılara ait yığılma sırası;

$$3R (\alpha'_2) \rightarrow ABC$$

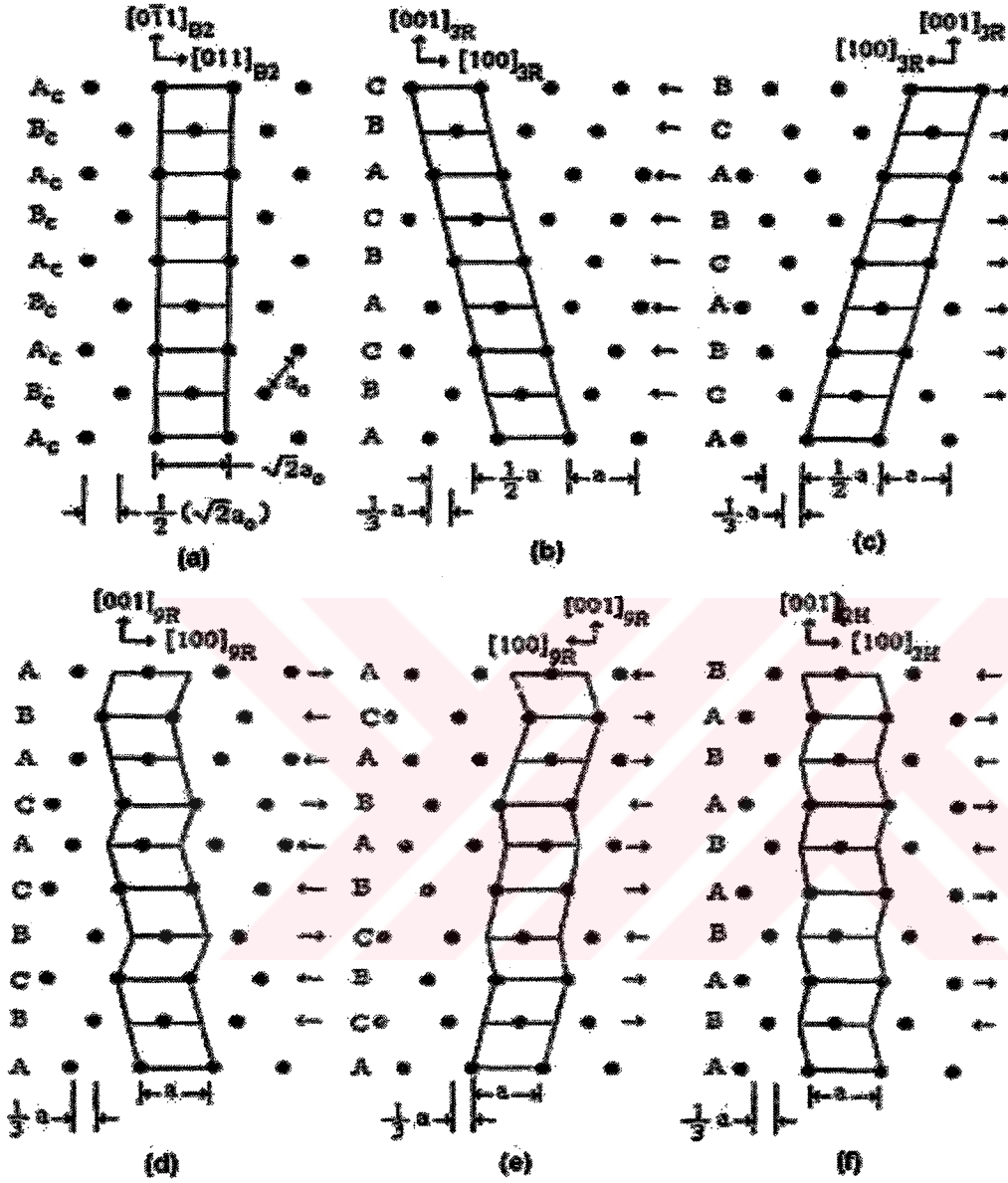
$$9R (\beta'_2) \rightarrow ABCBCACAB$$

$$2H (\gamma'_2) \rightarrow AB$$

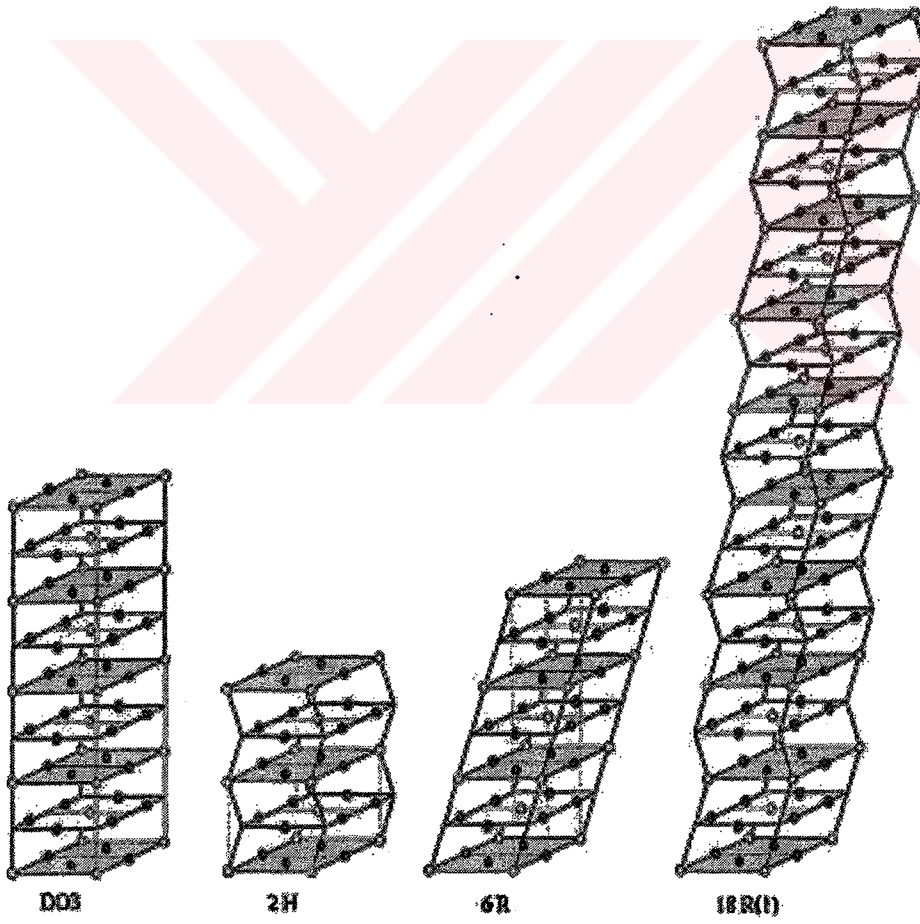
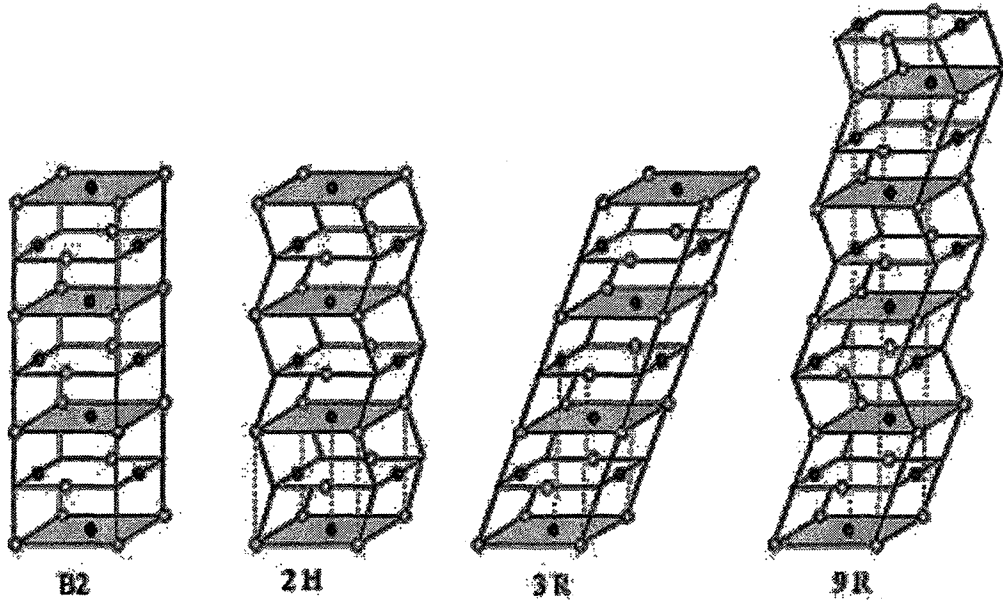
şeklindedir.

Ana fazın $(01\bar{1})_{B2}$ temel düzlemleri ve (001) martensite düzlemlerinin yığılma düzeni Şekil 2.15'te verilmiştir. Eğer kristal örgüye, iki komşu düzlem arasındaki bağıl yerdeğiştirme $a/3$ veya $2a/3$ oluncaya kadar $[\bar{0}11]_{B2}$ yönünde bir kesme uygulanırsa kristal yapı 3R yapısına dönüşür (Şekil 2.15.b). Kesmeler $[011]_{B2}$ doğrultusunda uygulanırsa Şekil 2.15.b'de gösterilen yapı ile ikiz ilişkili ve kristalografik olarak eşdeğer bir yapı elde edilir (Şekil 2.15.c). Ana fazın (011) bazal düzlemleri üzerinde ardışık biçimde meydana gelen $a/6$ ve $-a/6$ kadar kesmeler sonucu ise 9R martensite yapı oluşur. Bu yapı da, ardışık kesmelerin meydana gelme düzenine göre Şekil 2.15.d-e'de gösterildiği gibi ikiz ilişkili olarak ortaya çıkar^(4,7,79).

Şekil 2.16'da ise B2 ve DO_3 süper örgü düzenli ana fazlardan meydana gelen martensite yapılara ait sıkı-paket düzlemlerin yığılma düzeni bir arada verilmiştir.



Şekil 2.15. Ana fazın $(011)_{\beta_2}$ ve martensite fazın (001) düzlemlerinin yığılma düzeni a) B2, b) 3R (ABC), c) 3R (ACB), d) 9R (ABCBCACAB), e) 9R (ACBCBABAC), f) 2H (AB)



Şekil 2.16. B2 ve DO₃ süper örgüden oluşan farklı yığılımlı martensitelerin uzun periyotlu yığılan düzenli yapıları

2.4. β -FAZ ALAŞIMLARINDA ŞEKİL HATIRLAMA ÖZELLİĞİ

Şekil hatırlama olayı en genel biçimde, austenite fazda belirli bir şekle sahip malzemenin, martensite faz sıcaklığına kadar soğutulup martensite yapıda plastik deformasyonla şekli değiştirildikten sonra tekrar austenite faz sıcaklığına kadar ısıtılması durumunda ilk şeklini geri kazanması olarak bilinir. Bu olay ilk olarak (1951) Au-Cd alaşımında gözlenmiş, daha sonra ise Ti-Ni, Cu-Al-Ni, Fe-Pt, Mn-Cu ve Ni-Al alaşımlarında tespit edilmiştir. Bununla beraber şekil hatırlama olayı üzerine araştırmalar, ekonomik ve kullanım yönü nedeniyle TiNi, Cu-bazlı ve Fe-bazlı alaşımlar üzerinde yoğunlaşmıştır^(7,82-84).

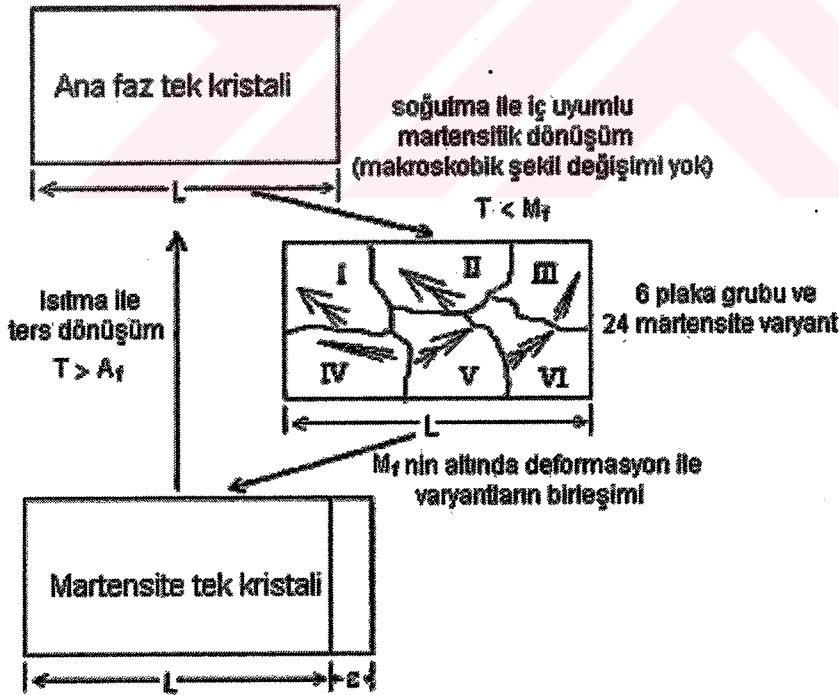
Şekil hatırlama etkisi, tersinir martensitik dönüşüm ile ilgili bir olay olarak bilinmekle beraber gerçekte termoelastik ve termoelastik olmayan martensitik dönüşüm gösteren materyallerde görülebilir. Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren tipik şekil hatırlamalı alaşımlar, NiTi ve Cu-bazlı alaşımlar iken Fe-bazlı bazı şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik olmayan martensitik dönüşüm gösterirler^(82,85,86).

2.4.1. Şekil Hatırlamalı β -Faz Alaşımlarında Dönüşüm Mekanizması

β -faz alaşımlarında şekil hatırlama özelliği termoelastik martensitik dönüşümle yakından ilgilidir. Bu alaşımlarda şekil hatırlama mekanizması üç safhada düşünülebilir (Şekil 2.17). Bunlardan ilki, belirli bir periyodik yığılma sahip sıkı-paket düzlemlerden oluşan varyantların birbirleriyle uyum içinde yapılanması (self-accommodating) şeklinde gerçekleşen martensitik dönüşüm mekanizmasıdır.

İkinci olarak ise, martensitik durumda (M_f sıcaklığının altında) numuneye deformasyon uygulandığında yapı içerisinde ikizlenmeler, arayüzey hareketi ve varyantların birleşimi şeklinde oluşumlar gerçekleşir. Dönüşüm sonucu ortaya çıkan martensite varyantlar birbirleriyle ikiz ilişkilidir ve ikizlenme düzlemine sahiptirler. İkizlenme düzlemleri düşük zor altında bile kolaylıkla hareket edebilirler. Sonuçta uygulanan zora bağlı olarak en uygun yönelimde martensite bölgesi oluşur.

Son olarak ise deformasyona uğramış martensite yapı A_f sıcaklığına doğru ısıtıldığında, uygulanan zorun etkisiyle oluşmuş tercihli yönelime sahip martensite fazdan ana faza tersinir dönüşüm gerçekleşir ve numune orijinal şeklini geri alır ^(7-9,87).



Şekil 2.17. Şekil hatırlama mekanizmasının sistematik olarak gösterimi⁽⁸⁾

Şekil hatırlama olayının ilk safhası olarak düşünülen martensitik dönüşüm mekanizması bu oluşumun en önemli safhasıdır. Ana fazda bulunan numune, dönüşüm sıcaklığının (M_s) altına soğutulurken martensitik dönüşüm, toplam şekil değişimini en aza indirebilmek için birbirinin şekil değişimini gideren varyant gruplar halinde (self-accommodating) gerçekleşir. Ana fazdan her bir grupta dört varyant olmak üzere toplam altı grup oluşur (Şekil 2.17). A, B, C ve D olarak isimlendirilen varyantlar, her bir grupta farklı yönelimlere sahip olacak şekilde yer alırlar. Bu varyantların birleşimi sonucunda varyantların şekil deformasyonu birbirini yok eder ve böylece dönüşüm sonrası net şekil değişimi yaklaşık olarak sıfır olur^(7,9,88,89).

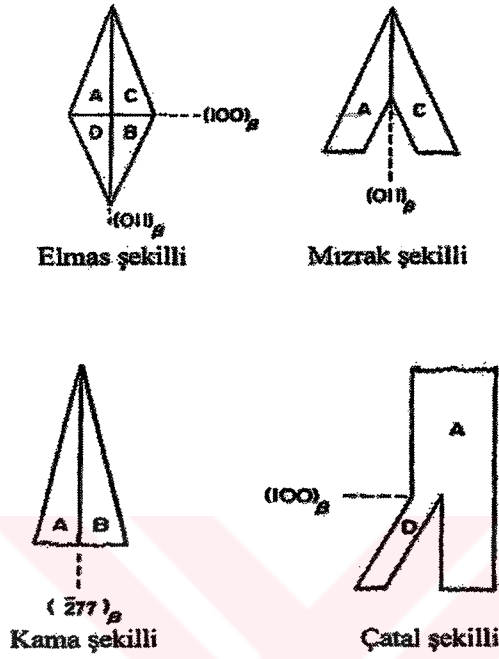
$DO_3 \rightarrow 18R$ dönüşümünde, martensite temel düzlemi ana fazın $\{110\}$ düzlemlerinin birinden ortaya çıkar ve kristalografik teoriye göre dönüşüm esnasında bazal düzlem üzerinde inhomojen kesme meydana gelir. DO_3 yapıda altı $\{110\}$ düzlemi ve bu düzlemlerin her biri için iki mümkün kesme yönü ($\langle 011 \rangle$ ve $\langle 0\bar{1}1 \rangle$) vardır. Böylece kesme yönü ve yığılım düzlemlerinin 12 olası bileşimi söz konusudur. Her bir bileşimde, kristalografik olarak eşit iki dönmemiş ve bozulmamış (undistorted) habit düzlemi olasıdır. Bu durumda tek kristal ana fazdan 24 tane farklı martensite varyantı oluşur^(4,7,9,90).

Toplam şekil değişimini en aza indiren varyant grup oluşumu durumunda ise 6 grup ve her bir grupta 4 varyant olmak üzere toplam 24 farklı martensite varyant oluşur. Her gruptaki dört varyantın habit düzleminin normalleri, ana fazdaki altı $\{110\}$ düzlem kutuplarından biri etrafında kümelenirler. Bu varyantların her ikisi arasındaki arayüzey, ikizlenme düzlemi

olarak ortaya çıkar ve böylece varyantlar arasında özel ikiz ilişkileri doğar. Örneğin bir grubun A, B, C, D varyantlarının habit düzlemleri normallerinin, $(0\bar{1}1)_{\beta_1}$ düzlem normali etrafında kümелendiği kabul edilsin. A ve C varyantları (B ve D varyantları) $(0\bar{1}1)_{\beta_1}$ düzlemine göre ikiz ilişkilidir. A ve D (B ve C) varyantları ise $(100)_{\beta_1}$ düzlemine göre ikiz ilişkilidir. Ayrıca A/B (ve C/D) örgüleri de ikiz ilişkilidir. Fakat bir ikizlenme düzlemleri yoktur. A/C ve A/D tip varyant çiftleri arasındaki sınır düzlemleri karşılıklı ikiz ilişkili varyantlar için ayna yansımasına sahip düzlem şeklinde biçimlenir ve bu ikizler *tip I yansıma ikizleri* olarak sınıflandırılır. Öte yandan A/B tip varyant çifti, ikiz ilişkili olmasına rağmen sınır düzlemi ayna yansımasına sahip değildir ve *tip II ikizleri* olarak bilinirler. Varyantlar arasında ortaya çıkan ikizlenmelere ait ikiz morfolojiler Şekil 2.18'de görülmektedir. Varyantlar arasında A/B ikizlenmeleri kama (wedge) morfolojisinde, A/C mızrak (spear) morfolojisinde ve A/D çatal (fork) morfolojisinde ortaya çıkarken bu varyantların dördü bir arada bir plaka grubunda elmas (diamond-shaped) morfolojisi oluştururlar. $(0\bar{1}1)_{\beta_1}$ düzlemi etrafında kümelenen varyant grup için verilen bu ilişkiler $(011)_{\beta_1}$, $(\bar{1}01)_{\beta_1}$, $(101)_{\beta_1}$, $(\bar{1}\bar{1}0)_{\beta_1}$ ve $(110)_{\beta_1}$ düzlemleri etrafında kümelenen diğer 5 grup içinde benzer şekilde mümkündür^(9,91-93).

$DO_3 \rightarrow 2H$ dönüşümü durumunda ise benzer şekilde martensite temel düzlemi ana fazın $\{110\}_{\beta_1}$ düzlemlerinin birinden meydana gelir ve aynı mekanizma yoluyla varyant grup oluşumu gerçekleşir. Varyant ikiz morfolojileri 18R durumuna benzer şekillerde ortaya çıkmakla beraber 2H ve

18R martensite oluşumları arasındaki tek fark, inhomojen kesmelerin farklı ikizlenme düzlemlerine sahip ikizlenmelerle sağlanmasıdır^(9,94).



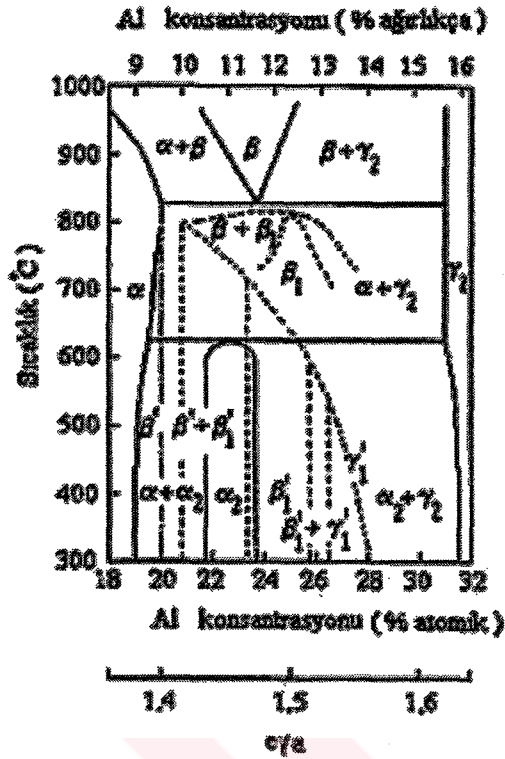
Şekil 2.18. A, B, C, D varyantların oluşturduğu ikiz morfolojileri

2.5. Cu-BAZLI ALAŞIM SİSTEMLERİ

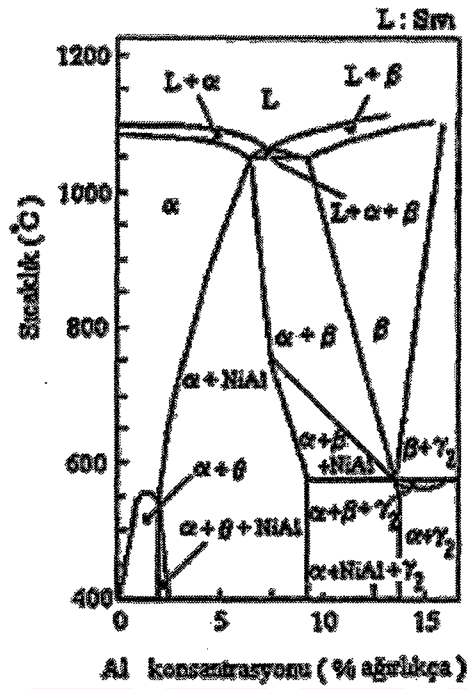
2.5.1. Faz Diyagramları ve Dönüşüm Sıcaklıkları

Şekil hatırlama özelliği gösteren Cu-Al ve Cu-Al-Ni alaşımlarına ait faz diyagramları Şekil 2.19'da verilmiştir. Bu faz diyagramları temelde aynıdır. Yüksek sıcaklık bölgelerinde %12 (ağırlıkça) Al kompozisyonu civarında β -faz bölgesi vardır. β -faz (b.c.c.), yüksek sıcaklıklarda oldukça geniş bir katı çözelti aralığına sahiptir. Fakat sıcaklığın azalması ile katı çözelti aralığı daralır ve β -fazın kararlılığı azalır. Belli bir sıcaklığın altına düştüğünde bu faz bozulur. Bir denge durumunda, yavaş soğutma sırasında β -faz, ötektoid ayrışma vasıtasıyla 570 °C civarında γ_2 -faz (γ pirinç tipi yapı) ve α -faz (f.c.c.) olmak üzere iki faza ayrılır. Ancak atomların difüzyonunu önlemeye yetecek bir hızda (ötektik ayrışma önlenerek) soğutma yapıldığında ise β -faz martensite faza dönüşür. Yüksek sıcaklıklarda (567-1049 °C) Cu_3Al fazı (β -faz) düzensiz A_2 yapısındadır. Bu faz, 500 °C'nin altındaki sıcaklıklarda hızlı soğutma yapıldığında reaksiyon sonucu β_1 ile gösterilen yarı kararlı düzenli DO_3 yapısına geçer^(4,7).

Cu-Al sisteminde Al oranı yüksek olunca β -faz bölgesinden uzaklaşılır. Bu durumda termoelastik martensitik dönüşüm ortaya çıkmaz ve hızlı soğutma ile γ_2 fazın çökmesi önlenemeye bilir. Cu-Al sistemine Ni ilavesi, Cu ve Al difüzyonunun önlenmesi için etkin olduğundan β -faz, Cu-Al-Ni sisteminde daha kararlı olur.



(a)



(b)

Şekil 2.19. a) Cu-Al alaışımının faz diyagramı, b) Cu-Al-Ni alaışımı için faz diyagramı [sabit %3 (ağırlıkça) Ni için]

Cu-Al-Ni alaışımında β -fazdan hızlı soğutma sonucu martensitik dönüşüm gerçekleşir. Meydana gelen martensite yapıların tipi ve dönüşüm sıcaklıkları alaışımın kompozisyon değişimine son derece duyarlıdır. Martensitik dönüşüm sıcaklıklarını tanımlamada en önemli faktör alaışım kompozisyonudur. Öte yandan dönüşüm sıcaklıkları, tane boyutları ve atomik düzen gibi diğer parametrelere de bağlıdır.

Martensitik dönüşüm gösteren bir alaışım sisteminde, ısıtma işlem öncesi M_s sıcaklığının yaklaşık olarak bilinmesi önemlidir. Cu-Al-Ni alaışımında

dönüşüm sıcaklıklarının alaşım kompozisyonuna bağımlılığı üzerine yapılan deneysel çalışmalar sonucu M_s sıcaklığı,

$$M_s = 2433 - 169.9 (\text{ağırlıkça \% Al}) - 19.1 (\text{ağırlıkça \% Ni})$$

şeklinde bulunmuştur^(19,20). Bu ifade, gerçekte dönüşüm sıcaklığı için tam bir sonuç vermemesine karşılık belirli bir yaklaşıklık içinde dönüşüm sıcaklığının tahmini konusunda fikir verir.

2.5.2. Cu-Bazlı Alaşımlarda Zor etkisi

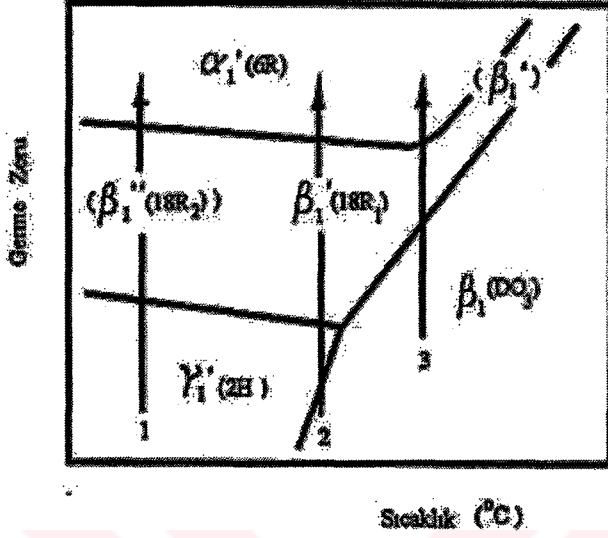
Şekil hatırlama özelliğine sahip bakır alaşımlarında dönüşüm sonrası ana fazın genelde β'_1 -18R monoklinik, γ'_1 -2H ortorombik ve α'_1 -6R monoklinik yapılı martensite fazlara dönüştüğü bilinmektedir. Dönüşüm sonrası martensite yapılarda gözlenen bu üç farklı oluşum alaşımın kimyasal kompozisyonuna, sıcaklığa ve uygulanan zora bağlıdır. Dönüşümün dış zor etkisiyle gerçekleşmesi durumunda uygulanan zorun büyüklüğü ve doğrultusu martensite yapıyı belirlemede etkili olacaktır^(95,96).

Cu-bazlı alaşımlarda dış zor veya plastik deformasyon ile austenite → martensite dönüşümü meydana geldiği gibi martensite → martensite dönüşümü de oluşabilir. Bu tür dönüşümler için sürücü kuvvet mekanikselidir. Bilindiği gibi bu alaşımlarda dönüşüm sonrası uzun periyotlu yığılan martensite yapıları görülür. F.c.c. ve h.c.p. örgü bazlı bu sıkı-paket katman yapıları arasındaki enerji farkı çok küçüktür ve katmanlar boyunca kayma kolaylıkla meydana gelebilir. Bu nedenle uygulanan zorun etkisi ile sıkı-paket yapıların birinden diğerine dönüşüm rahatlıkla gerçekleşir⁽⁴⁾.

Cu-Al alaşımında β_1' martensite, 18 atomik katman içerir ve düzenli 9R yapısına sahiptir. Bu yapı deformasyon etkisiyle f.c.c. ve h.c.p. yapıların her ikisini de içinde bulunduran bir faza dönüşür. Bu dönüşüm, f.c.c. ve h.c.p. yapıların her ikisinin 9R yapısından daha düşük bir örgü enerjisine sahip olduğunu gösterir. Bazı durumlarda plastik deformasyon altında yarı kararlı f.c.c. yapı h.c.p. yapıya değişebilir. Yüksek mangan içeren çelikler bu değişime tipik örnektir. Benzer rnekler demir içermeyen alaşımlarda da mevcuttur⁽⁴⁾.

Cu-Al-Ni alaşımlarında zor etkisi üzerinde yapılan çalışmalar sonucu, bu alaşımlarda zor etkisinin sadece dönüşüm sıcaklığının değişimiyle sınırlı olmadığı, termal etki ile oluşan martensiteten farklı morfoloji ve kristal yapılı yeni martensitenin, test sıcaklığına bağlı zor-etkili martensite olarak meydana geldiği görülmüştür. şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni alaşımında β -faza dış zor uygulandığında oluşan zor-etkili martensite, alaşımın kompozisyonu ve uygulanan zora bağlı olarak genelde iki farklı davranış sergiler. Bu alaşıma A_f sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklıkta zor uygulandığında β_1 ana faz β_1' martensite faza dönüşür ve bu faz içerisinde yığılma hataları şeklinde i kusurlar bulundurur. Oluşan β_1' fazı, bu sıcaklık aralığında kararsızdır ve uygulanan zor kaldırıldığında martensite tekrar ana faza döner. Alaşımın sergilediği bu özellik süperelastiklik olarak bilinir. Alaşıma M_s noktasına yakın bir sıcaklıkta zor uygulandığında ise $\beta_1 \rightarrow \gamma_1'$ martensite dönüşümü gözlenecektir. Bu durumda uygulanan zor kaldırılrsa bile içerisinde i ikiz bulunduran γ_1' martensite fazı kararlılığını koruyacaktır. Ters dönüşümün

gerçekleşebilmesi için alaşıma ısıtılmalı ve işlem uygulanmalıdır. Bu özellik ise şekil hatırlama etkisi dir^(24,25).



Şekil 2.20. Cu-Al-Ni tek kristalinde sıcaklık ve zor ilişkisi^(7,10)

Cu-Al-Ni tek kristalinde uygulanan zor ve test sıcaklığına bağlı olarak ardışık dönüşümler meydana gelir (Şekil 2.20). Zorun etkisi sonucu 1 nolu test sıcaklığında $\alpha_1' \rightarrow \beta_1'' \rightarrow \gamma_1'$ dönüşümleri, 2 nolu test sıcaklığında $\beta_1 \rightarrow \gamma_1'$ dönüşümleri ve 3 nolu sıcaklıkta ise $\beta_1 \rightarrow \beta_1' \rightarrow \alpha_1'$ ardışık dönüşümleri görülür^(7,10). Bu dönüşümler, uygun bir sabit test sıcaklığında uygulanan zorun artmasıyla gerçekleşir. Zor miktarındaki artışla birlikte serbest enerji lineer olarak azalır. Bu azalma oranı ise martensite fazlara göre değişir⁽⁷⁾.

2.6. DENEYSEL YÖNTEM

2.6.1. Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada incelenen Cu-Al-Ni alaşımı, TÜBİTAK Gebze Araştırma Merkezi'nde hazırlanmıştır. %99.9 saflık derecesinde toz halinde bulunan Cu, Al ve Ni elementleri bir araya getirilip yüksek sıcaklıkta eritilerek 1 cm çapında, 10 cm uzunluğunda silindirik çubuklar halinde dökülmüştür. Bu şekilde elde edilen alaşımın kompozisyonu, IXRF sistemi kullanılarak EDS (elektron dispersion spectroscopy) tekniği ile Cu-%11.918Al-%3.783Ni (% ağırlık) şeklinde tespit edildi.

Silindirik çubuk halinde bulunan alaşımdan, elmas bıçaklı kesicilerle uygun boyutta kesilen numuneler, termal etkili ve deformasyon etkili martensite faz dönüşümü olayını incelemek üzere farklı ısıtma işlemlere ve zor etkisine tabi tutuldular. Isıl işlem sırasında, yüksek sıcaklıklarda malzemedeki oksitlenmeyi önlemek amacıyla, numuneler yüksek sıcaklıklara dayanabilen kuartz cam tüpler içine konuldu ve daha sonra ısıtma işlemi uygulandı.

Cu-Al-Ni alaşımında termal etkili martensitik dönüşümler üzerinde ısısal davranış etkilerini incelemek üzere; farklı hızlarda soğutma, farklı sıcaklıklarda homojenleştirme ve farklı sürelerde ısıtma işlemi uygulanarak numuneler oluşturuldu. Soğutma hızının etkisini incelemek amacıyla 3 adet orijinal numune, 950 °C'de 60 dakika sürelerle homojenleştirilerek buzlu suda ve kaynayan suda hızlı soğutma işlemine, fırında ise yavaş soğutma işlemine tabi tutuldular. Isıl işlem sıcaklığının etkisini incelemek için ise 2 adet numune, 950 °C ve 650 °C sıcaklıklarda 40'ar dakika süre ile homojenleştirilerek buzlu suda soğutuldu. Son olarak ısıtma işlem süresinin

etkisini araştırmak için ise 1 adet orijinal numune 950 °C'de 120 dakika süreyle bekletilerek buzlu suda soğutuldu. Böylece toplam 6 adet numune hazırlandı.

Martensitik dönüşüm üzerinde deformasyon etkisini incelemek için ise numuneler, elmas bıçaklı uygun kesicilerle 3 x 3 x 6 mm³ boyutlarında dikdörtgen prizması şeklinde kesilerek hazırlandı. Daha sonra bu numuneler, Instron sıkıştırma ve çekme test makinesi yardımı ile oda sıcaklığında dakikada 0.2 mm hızla sıkıştırılarak farklı büyüklükte basma zoru etkisinde bırakıldılar.

Isıl ve mekanik işlemler uygulanarak elde edilen numuneleri incelemek için aşağıdaki teknikler kullanıldı;

- a-) Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile yüzey gözlemleri,
- b-) Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ile mikroyapı incelemeleri,
- c-) Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ölçümleri ile dönüşüm sıcaklıklarının tayini yapıldı.

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

Taramalı elektron mikroskobu ile yapılacak yüzey gözlemleri için; yalnız ısıtıl işlem görmüş numuneler ile ısıtıl işlem sonrası basma zoru uygulanmış numuneler, değişik kalınlıktaki su zımparaları ile (600-800-1200 lük) kalından inceye doğru gidilerek zımparalandı ve bu şekilde yüzeydeki pürüzler ve kalın çizgiler ortadan kaldırılmış oldu. Daha sonra ise parlatma cihazı kullanılarak 6, 3 ve 1 mikronluk elmas pastalarla numune yüzeyleri

parlatıldı. Mekanik olarak parlatılan yüzeyler 10 ml HCl, 48 ml metanol ve 2,5 g ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) karışımından oluşan çözelti içerisinde oda sıcaklığında birkaç dakika bekletilerek dağlandı. Numunelerin yüzeylerinde oluşan mikroyapı karakteristikleri 30 kV gücünde Jeol 5600 SEM ile incelendi.

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

Geçirmeli elektron mikroskobu incelemeleri için termal ve zor etkilerine maruz bırakılmış numunelerden elmas bıçaklı kesici ile yaklaşık 1 mm kalınlığında örnekler kesildi ve daha sonra bu örnekler sırasıyla 600, 800 ve 1200 lük su zımparaları kullanılarak 50 μm kalınlığına indirildi. Bu numuneler, daha sonra 3 mm çapında diskler haline getirildi. Bu şekilde elde edilen numuneler son olarak ikili asit jeti (double-jet) yöntemi kullanılarak $-10\text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklığında, %30 HNO_3 - %70 Metanol karışımından hazırlanan çözelti ile 10 Volt (DC)'ta Struers-Tenupol 3 marka sistemle, inceltme parlatma ve delme işlemi yapılarak elektron mikroskop incelemelerine hazır hale getirildi. Elektron ışınımını geçirebilecek kadar inceliğe sahip olan bu numuneler, 300 kV gücünde Jeol 3010 geçirmeli elektron mikroskop ile incelendi.

2.6.4. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri

Diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) ölçümleri için martensitik dönüşüm gösteren uygun bir numuneden eğelenerek küçük toz parçacıkları halinde örnek oluşturuldu. Bu örneğin DSC eğrileri alınarak dönüşüm sıcaklıkları tayin edildi. Bu ölçümlerde ısıtma hızı $5\text{ }^\circ\text{C/dk}$. olarak alınmıştır.

3. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

3.1. Cu-%11.92Al-%3.78Ni Alaşımında Termal Etkili Martensite Faz Dönüşümleri

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında austenite yapıdan martensite yapıya geçiş, atermal bir özellik göstermekte olup dönüşüm zamandan bağımsız olacak şekilde sıcaklığa bağlı olarak gerçekleşir. Bu alaşımda termal etkili martensitik dönüşüm ve dönüşüm üzerinde soğutma hızının, homojenleştirme sıcaklığının ve homojenleştirme süresinin etkisi, Kısım 2.6.1'de verilen hazırlama yöntemiyle elde edilen 6 adet numunenin (Çizelge 3.1) SEM ve TEM çalışmaları ile incelendi.

Çizelge 3.1. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımına farklı ısı işlemleri uygulanarak hazırlanan numuneler

Numune No	Homojenleştirme Sıcaklığı (°C)	Homojenleştirme Süresi (dakika)	Soğutma İşlemi
N1	950	60	Fırında soğutma
N2	950	60	Kaynayan su
N3	950	60	Buzlu su
N4	950	120	Buzlu su
N5	950	40	Buzlu su
N6	650	40	Buzlu su

3.1.1. Termal Etkili Martensitik Dönüşümün Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İle İncelenmesi

Termal etkili martensitik dönüşüm ve dönüşüm üzerinde ısısal davranış etkilerini araştırmak amacıyla, Çizelge 3.1’de verilen numunelerin oda sıcaklığında taramalı elektron mikroskobu ile yüzey incelemeleri yapıldı. Bu gözlemlerde elde edilen morfolojik bulgular Çizelge 3.2’de verildi.

Çizelge 3.2.Numunelerin SEM gözlemlerinden elde edilen morfolojik bulgular

Karşılaştırma türü	Karşılaştırılan numuneler	Sonuçlar
Soğutma hızı	Fırında soğutma (N1)	-Fırında yavaş soğutma sonucu austenite faz, kaynayan su ve buzlu suda hızlı soğutma sonucu martensite faz oluşmuştur.
	Kaynayan su (N2)	-Kaynayan su ve buzlu suda soğutulan numunelerde martensitik dönüşüm oranı yüzde yüze yakındır.
	Buzlu su (N3)	-Martensite morfolojisi değişmemiştir. -Buzlu suda soğutma sonucu kaynayan suda soğutmaya göre daha büyük boyutta taneler oluşmuştur.
Isıl işlem sıcaklığı	950 °C’de tavlama (N5)	-Her iki numunede de martensitik dönüşüm oranı yüzde yüze yakındır. -Martensite morfolojisi değişmemiştir.
	650 °C’de tavlama (N6)	-950°C’de tavlanan numunenin tane boyutları 650 °C’den daha büyüktür.
Isıl işlem süresi	120 dk. tavlama (N4)	-Her iki numunede de martensitik dönüşüm oranı yüzde yüze yakındır. -Martensite morfolojisi değişmemiştir.
	40 dk. tavlama (N5)	-120 dk. ısı işlem görmüş numunenin tane boyutları 40 dk. ısı işlem görmüş numuneden daha büyüktür.

Çizelge 3.1'deki farklı ısıtma işlemi görmüş numunelerden, buzlu su veya kaynayan suda hızlı soğutma işlemine tabi tutulan örneklerin martensite faza dönüştüğü, fırında yavaş soğutma işleminin uygulandığı numunenin (N1) ise austenite yapıda kaldığı görüldü. Fırında yavaş soğutma sonucu, β_1 ana faz ayrışımı gerçekleşerek Şekil 3.1'de verilen austenite tane yapısının meydana geldiği gözlemlendi. Bu durumda, fırında soğutma esnasında soğutma hızının atomların difüzyonsuz hareketini sağlayamadığı ve martensite yapıya dönüşümün gerçekleşemediği sonucuna varıldı. CuAlNi alaşımlarının fırında yavaş soğutulması durumunda martensitik dönüşümün gerçekleşemediği sonucu, daha önce Sugimoto ve arkadaşları tarafından da tespit edilmiştir⁽¹¹⁾.



Şekil 3.1. Fırında yavaş soğutma işlemine tabi tutulan N1 numunesinin austenite tane yapısı

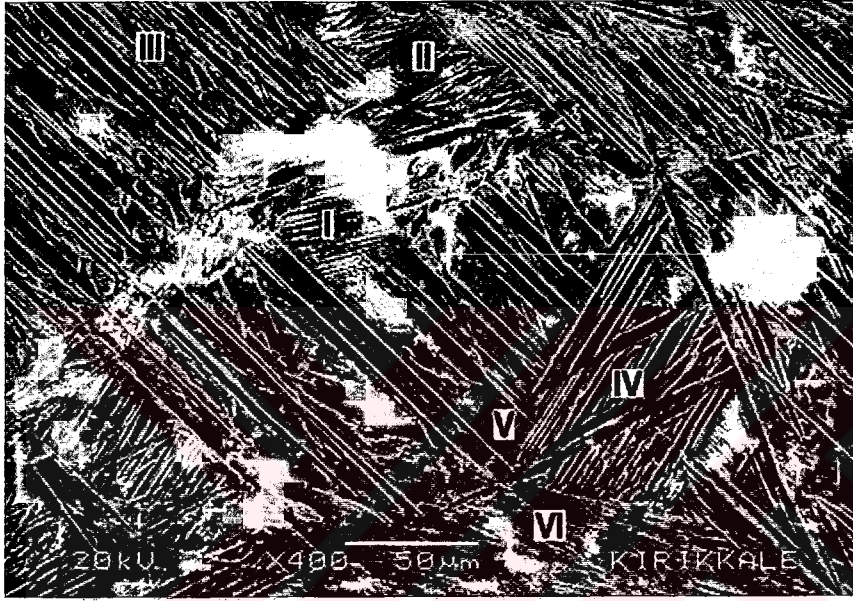
Çizelge 3.2'de verilen morfolojik bulgularda da görüldüğü gibi kaynayan su veya buzlu suda hızlı soğutma işlemi uygulanan bütün numunelerde yüzde yüze yakın oranlarda martensitik dönüşüm tespit edildi.

Bununla beraber martensitik dönüşüm gösteren numunelerin tamamında martensite yapının aynı yüzey morfolojisinde ortaya çıktığı görüldü ve martensite yüzey morfolojisinin soğutma hızına, ısıtma işlem süresine ve ısıtma işlem sıcaklığına bağımlı olmadığı sonucuna varıldı. Ayrıca alaşımın tane (grain) boyutları, ortalama 800-900 μm gibi oldukça büyük değerde tespit edilmekle birlikte uygulanan farklı ısıtma işlemleri sonucu tanecik boyutlarının küçük oranlarda değiştiği görüldü. Isıtma işlem sıcaklığı yükselirken kristal tane boyutlarının arttığı, benzer şekilde ısıtma işlem süresi artarken de taneciklerin büyüdüğü gözlemlendi. Öte yandan soğutma hızının artması durumunda ise tane boyutlarının küçüldüğü görüldü.

Çizelge 3.1'de verilen numunelerde, kaynayan su veya buzlu suda hızlı soğutmalar sonucu meydana gelen martensite morfolojisinin değişmediği belirlendikten sonra martensitik dönüşüm mekanizmasına ait morfolojik gözlemler, yalnızca 950 $^{\circ}\text{C}$ 'de 120 dakika tavlama ve buzlu suda soğutulan N4 numunesi üzerinden verildi.

Şekil hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımının yüksek sıcaklıklardan martensitik dönüşüm sıcaklığının (M_s) altına hızlı soğutulması sonucu farklı yönelimli martensite plakaların meydana geldiği görüldü (Şekil 3.2). Bu durumda termal etkili termoelastik martensitik dönüşümün, farklı yönelimleri sayesinde birbirinin şekil değişimini gideren varyant gruplar (self-accommodation) halinde gerçekleştiği sonucuna varıldı^(8,9,92,97). Şekil 3.2'de bu mekanizma yoluyla oluşmuş, rasgele yönelimli farklı plaka gruplarına ait varyant grup morfolojisi görülmektedir. Burada her bir grubun yönelimi farklı olup aynı gruba ait martensite plakalar yaklaşık olarak birbirine paralel

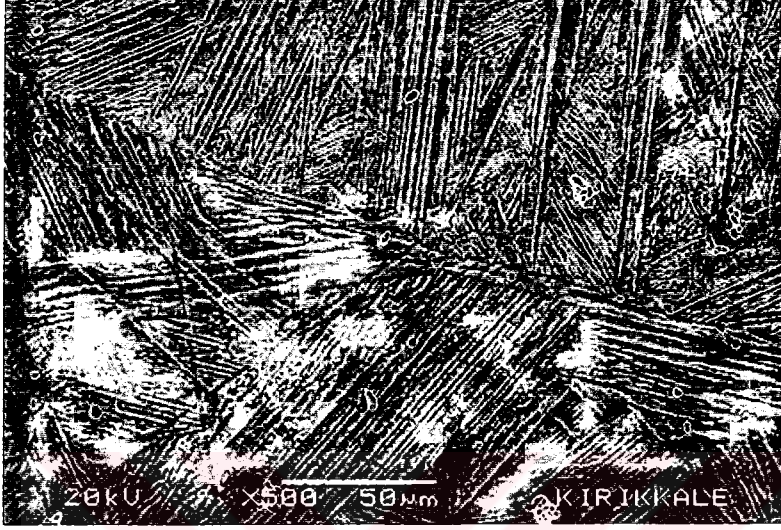
durumdadır ve bu paralellik plaka grupları birbirinden ayırmaktadır. Plaka gruplarının her biri dört martensite varyant içerir. Bu varyantların yönelimleri birbirinden farklıdır ve bu nedenle varyantların şekil deformasyonları birbirini yok eder. Böylece dönüşüm sonrası net şekil değişimi yaklaşık olarak sıfır olur^(8,9).



Şekil 3.2. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaışımında martensite varyant grup morfolojisi (N4)

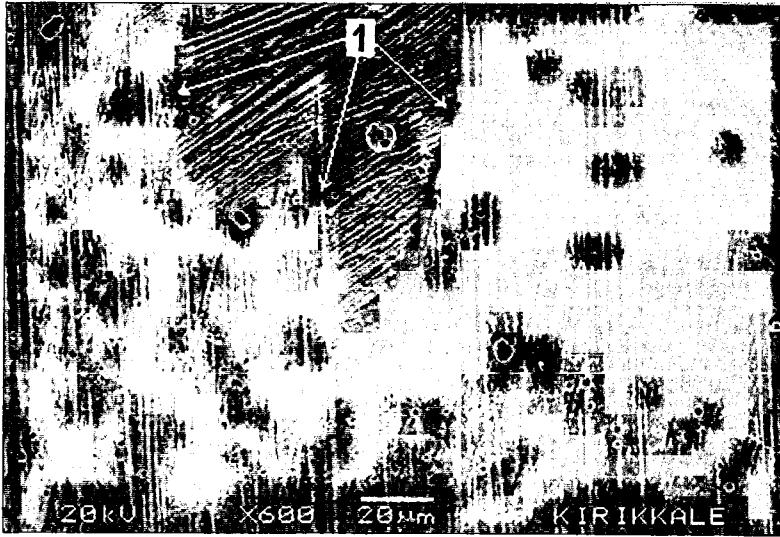
Şekil 3.3'te ise tane sınırı ile birbirinden ayrılmış iki farklı tane (grain) görülmektedir. Martensite plakaları tane sınırında keskin bir şekilde kesilmiş ve taneler içerisinde farklı yönelimlere sahip martensite plakaları oluşmuştur. Bilindiği üzere tane sınırları birçok çekirdeklenme yerine sahiptir ve bir tanede farklı plaka grupları farklı noktalarda çekirdeklenebilir. Ayrıca austenite faz tamamen martensite faza dönüştüğünde ana fazın her bir kristal

tanesi içinde altı plaka grubunun tamamı meydana gelir⁽⁹¹⁾. Bu nedenle aynı tane içerisinde farklı morfoloji ve yönelimlerde farklı plaka grupları görülmektedir (Şekil 3.3).

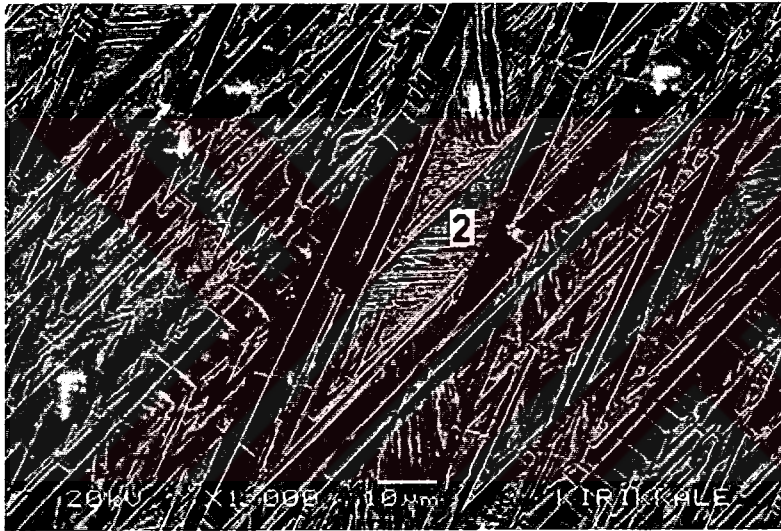


Şekil 3.3. N4 numunesinin tane yapısı ve aynı tanecik içerisinde oluşmuş farklı morfoloji ve yönelimlere sahip martensite plakaları

Şekil 3.4'de ise N4 numunesinde meydana gelen farklı tür martensite plaka gruplarının, varyantlar arası sınırlar ile birbirinden ayrıldığı açık bir şekilde görülmektedir. Şekil 3.4.a'da 1 bölgesinin sınırları diğer plaka grubunun etkisiyle biçimlenirken Şekil 3.4.b'de 2 bölgesi, farklı bir grubun plakaları arasında çoklu dizilim şeklinde oluşmuştur. Öte yandan martensite yapı içerisinde farklı plaka grupları genellikle birbirleriyle kıyaslanabilir boyutlarda oluşmakla beraber Şekil 3.4.b'de olduğu gibi aynı tür plakalar arasındaki bölgeyi dolduracak biçimde küçük miktarlarda da meydana geldiği görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 3.4. a) Farklı morfolojilerde biçimlenmiş plaka grup varyantlar arası sınır yapısı, b) Aynı plaka grubu arasında farklı grup plaka dizilimi

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında termoelastik martensitik dönüşüm sonrası martensite yapının yüzey morfolojisi olarak daha çok V-şekilli, zik-zak şekilli, mızrak şekilli ve birbirine paralel plaka şekilli gruplar halinde meydana

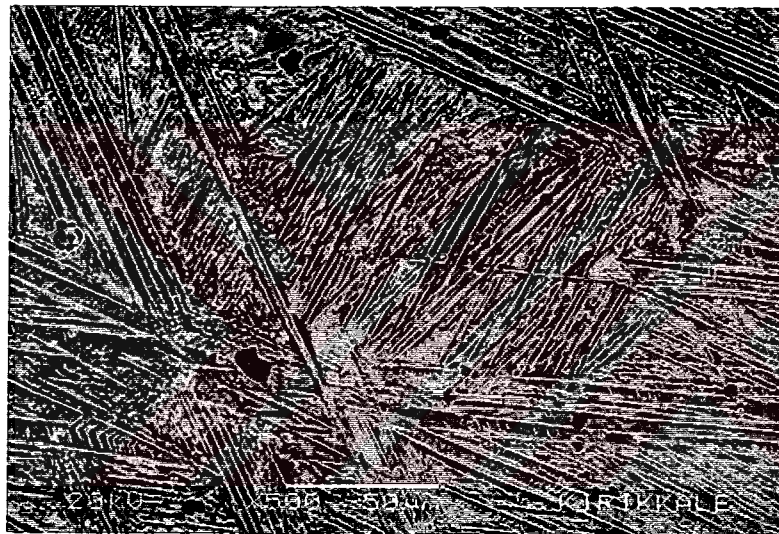
geldiği görüldü. Kaynayan su veya buzlu suda hızlı soğutma uygulanmış numunelerde gözlenen bu morfolojiler Şekil 3.5'te verildi.

Şekil 3.5.a'da 650 °C'de tavlanan N6 numunesinden çekilen, V-şekilli plaka grup düzeni görülmektedir⁽⁹⁸⁾. Aynı gruba ait V-şekilli plakalar birbirine yaklaşık paralel durumda olup bu plakalar arasında ve uç bölgelerinde yine birbirine paralel durumda farklı varyant gruplar (self-accommodating grup) oluşmuştur. Şekil 3.5.b'de ise kaynayan suda soğutulan N2 numunesinde, çubuk şekilli plakalar arasında zik-zak morfolojide biçimlenmiş martensite varyant gruplar dikkat çekmektedir⁽²⁰⁾. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında gözlenen birbaşka martensite morfolojisi ise Şekil 3.5.c'de (N3) verilen mızrak şekilli plaka morfolojisidir. Birbirine paralel durumda uzanan bu plakaların yanında iğne şekilli martensite plakaları da farklı morfolojileri ile ortaya çıkmaktadır. Şekil 3.5.d'de (N5) ise iki tip oluşum ile ikizlenmiş martensite bantlar görülmektedir. Birinci tip bantlar, oldukça uzun boyutta iken ikinci tip bantlar, bu uzun plakalar arasında birbirine paralel ve düzenli aralıklarla dizilmiş dalga morfolojisi görünümünde ve oldukça kısa boyuttadırlar. Her iki tip bantlar kendi aralarında ikiz ilişkilidirler⁽⁹²⁾.

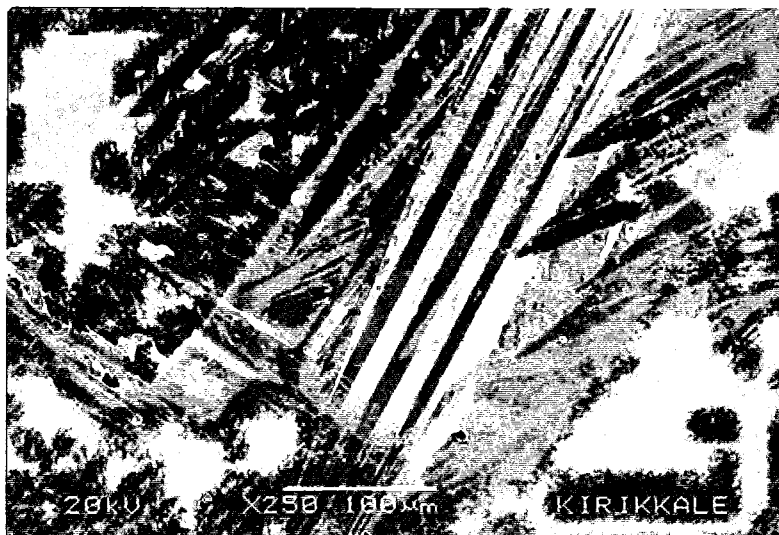
(a)



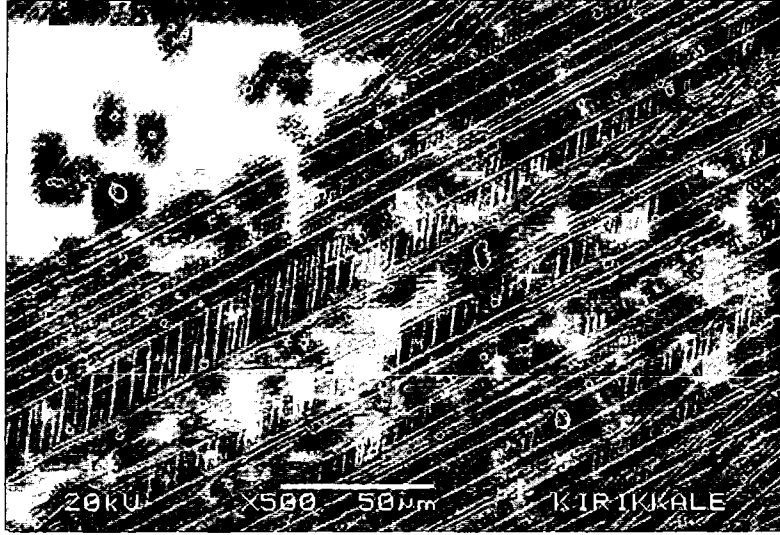
(b)



(c)



(d)



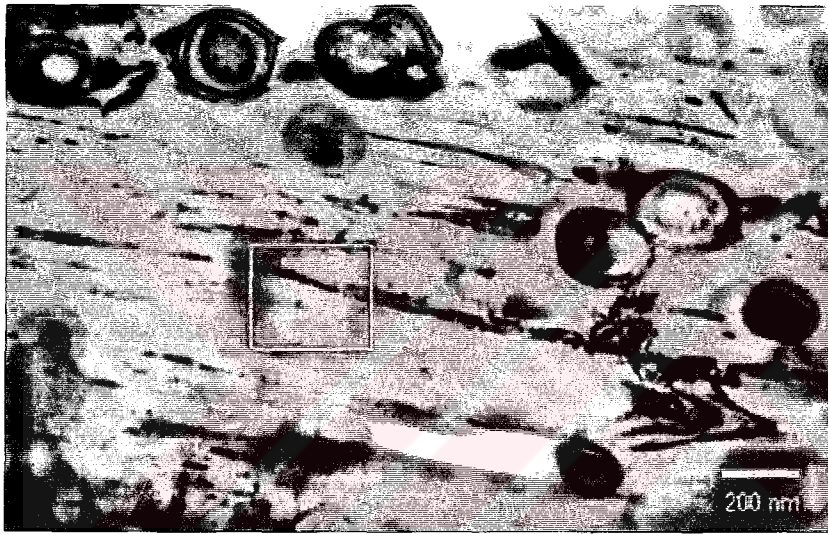
Şekil 3.5. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite morfolojileri a) V-şekilli martensite, b) Zik-zak şekilli martensite, c) Mızrak şekilli ve çubuk veya iğne şekilli martensite, d) Birbirine paralel ikizlenmiş plaka martensite

3.1.2. Termal Etkili Martensite Yapının Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İle İncelenmesi

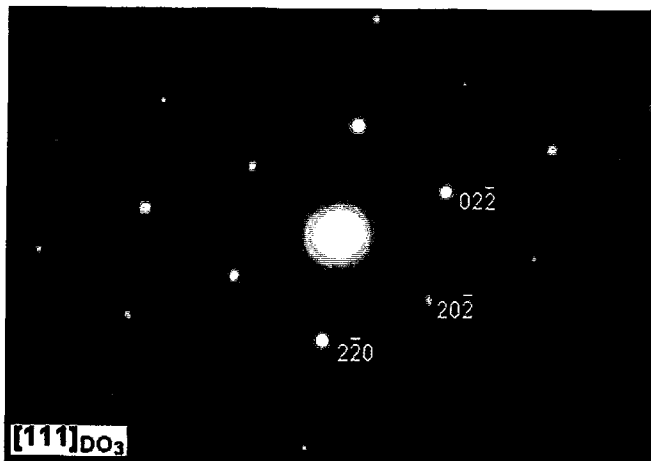
Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı β -faz alaşımlarının ana fazları B2, DO₃ veya L2₁ süper örgü düzenli yapılara sahiptir. Ana fazın bu kristal yapılardan birinde düzenlenmesi, meydana gelen katmanlı martensite yapılardaki sıralamaları belirler. Bu nedenle martensitik dönüşümün gerçekleştiği ana faza ait süper örgü düzeninin bilinmesi önemlidir. Ana faz yüksek sıcaklıklarda düzensiz A2 (kübik) yapısına sahiptir. Fakat soğutma ile kısa mesafeli düzenli dönüşüme uğrar ve süper örgülü kristal yapı meydana gelir. Süper örgüler b.c.c. yapılı olup bunları birbirinden ayırmak güçtür. Bu yapılar, düzlemlerde meydana gelen

farklı şiddetteki yansımalarla birbirinden ayrılabilir. Örneğin (220) düzlemi DO_3 yapının temel düzlemidir ve güçlü yansıma şiddetine sahiptir.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında dönüşüm öncesi ana faz kristal yapısını belirlemek için 950 °C'de 60 dakika tavlansak fırında yavaş soğutulan N1 numunesinin TEM çalışması yapıldı. Bu çalışma sonucunda, yüzey gözlemlerini doğrular biçimde ana faz ayrışımının meydana geldiği görüldü (Şekil 3.6.a).



(a)



(b)

Şekil 3.6. a) Fırında yavaş soğutulmuş N1 numunesinde gözlenen DO_3 ana faz yapısı, **b)** Yapıya ait indislenmiş elektron kırınım deseni

Aydınlık alan görüntüsü ve seçilmiş bölgeden alınan elektron kırınım desenin analizi sonucu austenite fazın, DO₃ (b.c.c.) süper örgü düzenli yapıya sahip olduğu belirlendi. Şekil 3.6.b'de verilen, [111] zonuna ait indislenmiş elektron kırınım deseninde ($\bar{2}20$) düzleminin şiddetli yansıma verdiği görülmektedir. Bu desen austenite fazın, DO₃ süper örgü düzenli β_1 ana faz yapısında olduğunu gösterir niteliktedir⁽⁹⁹⁾. Austenite kristal yapının örgü parametresi, kırınım deseni üzerinden belirlenen düzlemler arası uzaklıklar,

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \quad (3.1)$$

eşitliğinde kullanılarak ortalama $a_0 = 5.97 \text{ \AA}$ olarak hesaplandı.

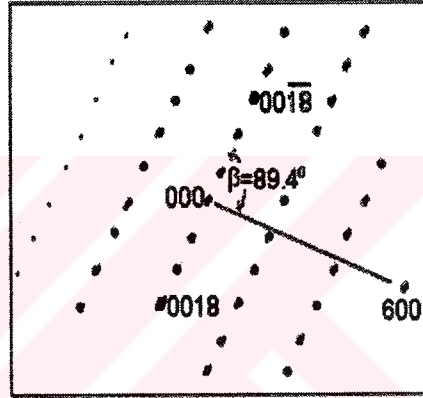
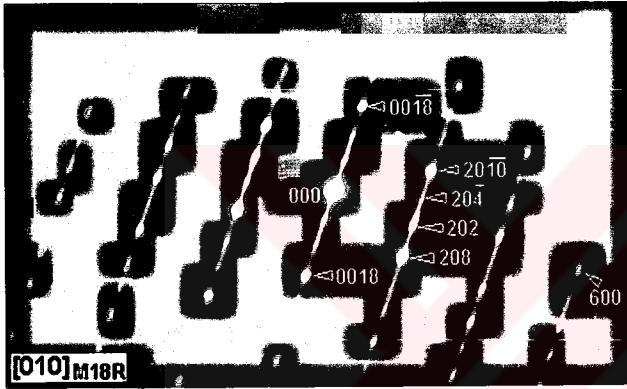
Sonuç olarak alaşımın fırında yavaş soğutulması esnasında oluşan sürücü kuvvet, martensitik dönüşümü sağlayamamış ve bu esnada β_1 ana faz ayrışımı gerçekleşmiştir⁽¹¹⁾.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımının, dönüşüm öncesi DO₃ düzenli ana faz yapısına sahip olduğu belirlendikten sonra β_1 austenite fazdan meydana gelen martensite mikroyapılarını incelemek ve kristal yapıları tayin etmek amacıyla hızlı soğutmaya tabi tutulan numunelerin geçirmeli elektron mikroskop incelemeleri yapıldı.

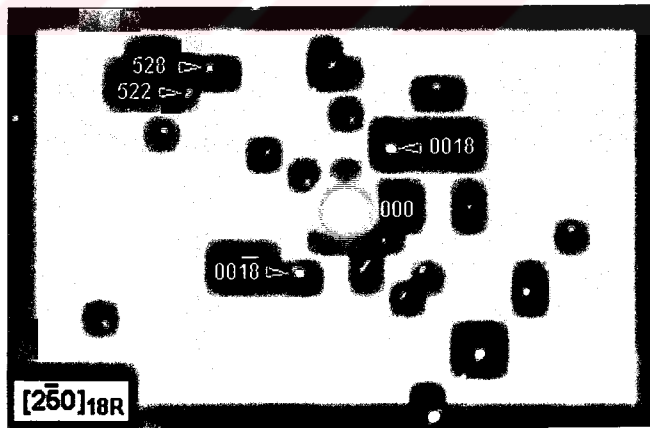
950 °C'de 60 dakika homojenleştirme ve kaynayan suda hızlı soğutma sonucu (N2), martensite plakaların rasgele yönelimlerde olduğu görüldü. Şekil 3.7.a'da verilen aydınlık alan görüntüsünde bazı martensite plakalarının farklı kontrastlarda olduğu dikkat çekmektedir. Bu fark, plakalar arası yönelim farkından kaynaklanır ve farklı yönelimli plakaları birbirinden ayırır.



(a)



(b)



(c)

Şekil 3.7. a) Kaynayan suda soğutma (N2) sonucu oluşmuş rasgele yönelimli M18R martensite plakaları, **b)** Seçilmiş bölgeden alınmış, [010] zonuna sahip elektron kırınım deseni ve indislenmiş diyagram, **c)** Farklı bölgeden alınmış elektron kırınım deseni

Şekil hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında termal etki sonucu DO₃ süper örgü ana fazdan 18R ve 2H olmak üzere iki tür martensite yapı oluşabilir. Bu yapıları yüzey morfolojisi ile birbirinden ayırmak oldukça güçtür. Ancak TEM gözlemleri ile bu ayırımı yapmak mümkün olabilir^(4,15,100). Şekil 3.7.a'da, seçilmiş plaka üzerinden alınan elektron kırınım deseninin analizine göre martensite yapı 18R düzenindedir. Bu desen, [010] yönelimine sahip tipik bir 18R örgüsüdür^(99,101). (000) merkez spot ve martensite temel düzleme ait (0018) spotu arasında iki spot gözükmemektedir. 18R yığılma düzeninin (006) ve (0012) düzlemlerine ait olan bu noktalar, 18R martensitenin sahip olduğu rombohedral yığılma simetrisine bağlı olarak ortaya çıkarlar. Bu örgü deseninde (006) konumunda görülen difraksiyon spotu, 0.63 nm uzunluğunda periyodikliğe sahip üç bazal düzlem grubundan ortaya çıkan farkı gösterir. (0018) örgü aralığı 0.21 nm olup bu değerin üç katı kırınım deseninde görülen tekrarlanma aralığını verir. Oysaki, hekzagonal yığılma simetrisine sahip 2H martensite yapı durumunda, çift difraksiyon etkisinden dolayı (000) merkez spotu ve (0018) spotu arasında orta noktada yalnız bir spot gözlenir ve bu durumda kırınım deseninde gözlenen tekrarlanma periyodu iki temel düzlem grubundan oluşur ve değeri yaklaşık 0.43 nm civarındadır. Bütün bu bulgular, martensite yapının 18R düzeninde β_1' tip olduğu göstermektedir^(15,100). Öte yandan 18R martensite yapı, ortorombik birim hücreye sahiptir. Ancak Şekil 3.7.b'de $(010)_{\beta_1'}$ yönelimini veren indislenmiş kırınım deseninde, $(00\bar{1}8)$ ve (600) spotları arasındaki açı $\beta = 89.4^\circ$ olarak ölçülmüştür. Bu açı martensite kristal yapının a- ve c- eksenleri arasındaki açı olup monoklinik distorsiyon açısı olarak bilinir. Açı değerinin

90° den sapmış olması martensite birim hücresinin ortorombik → monoklinik şeklinde bir distorsiyona uğradığını gösterir⁽¹⁰²⁾. O halde martensite birim hücresi monokliniktir ve c-ekseni martensite temel düzlemine dik değildir. Bu durumda oluşan martensite yapı M18R yapısıdır. M18R martensite yapının örgü parametreleri; $\beta = 89.4^\circ$ olarak ölçülürken Şekil 3.7.b-c'de verilen kırınım desenleri ve

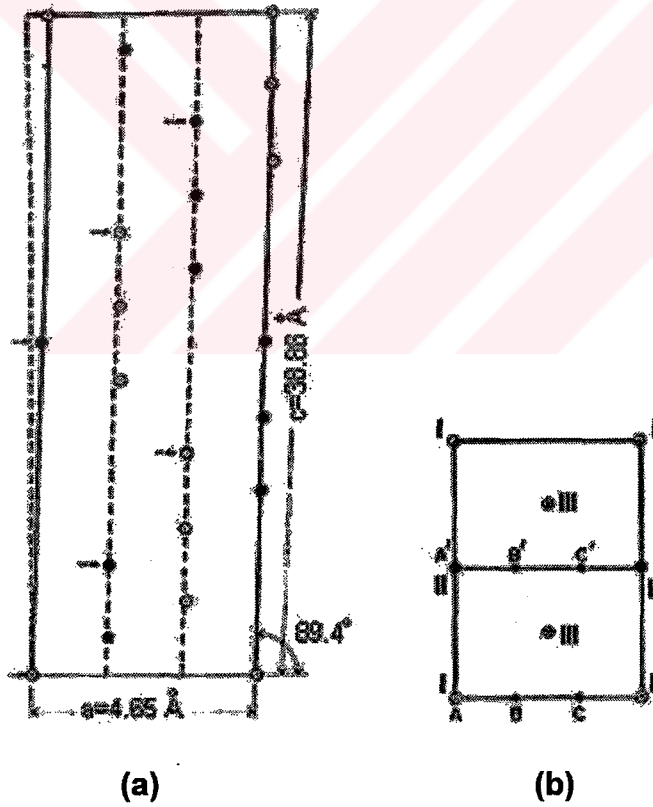
$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2 \sin^2 \beta} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2 \sin^2 \beta} - \frac{2hlc \cos \beta}{ac \sin^2 \beta} \quad (3.2)$$

eşitliği kullanılarak ortalama $a = 4.65 \text{ Å}$, $b = 5.41 \text{ Å}$ ve $c = 38.86 \text{ Å}$ olarak hesaplanmıştır.

Martensite kristal yapıda gerçekleşen ortorombik yapıdan monoklinik yapıya bozulma; atomik düzen derecesi, atomların boyutları arasındaki farklar veya atomların farklı türde olmasından kaynaklanan etkiler nedeniyle martensite temel düzleminde atomların düzenli hekzagonal dizilimden sapmaları sonucu gerçekleşir. Austenite yapının (110) düzleminin farklı hacimli atomlardan oluşması durumunda distorsiyon sonucu bu düzlem üzerinde ideal bir hekzagonal elde edilemez. Bu durumda, martensite bazal düzleme paralel (001) sıkı-paket yığılım düzlemlerinin ideal $a/3$ veya $2a/3$ konumlarından x veya $2x$ konumlarına küçük sapmalar olur. Bu sapmalar, martensite birim hücresinin ortorombik yapıdan monoklinik yapıya bozulmasına neden olur^(62,79). Burada x ; a ve c örgü parametreleri ile β açısının bir fonksiyonu olarak

$$x = \frac{c \cos \beta}{9} + \frac{a}{3} \quad (3.3)$$

denklemleri ile verilir⁽⁹⁹⁾. Bu denklemde parametre değerleri kullanıldığında, $x = 1.595$ olarak elde edilir. Örgü parametreleri ve x değeri dikkate alındığında M18R yapıda sıkı-paket düzlemlerin yığılımı Şekil 3.8.a'da görüldüğü gibi olacaktır. Burada ok işareti ile gösterilen konumlar 0, $a/3$ veya $2a/3$ noktaları iken diğer konumlar, değişmiş yapıyı (M18R) oluşturacak düzende sapmalar sonucu $a/2.91(x)$ veya $2a/2.91(2x)$ konumlarına yer değiştirmiş noktalardır. Şekil 3.8.b'de ise, sıkı-paket temel düzleminde atomların bağıl konumları görülmektedir. Al atomları I noktalarında ve ekstra olarak II noktalarında, Ni atomları III noktalarında, Cu atomları ise II ve III denge noktalarında bulunur.



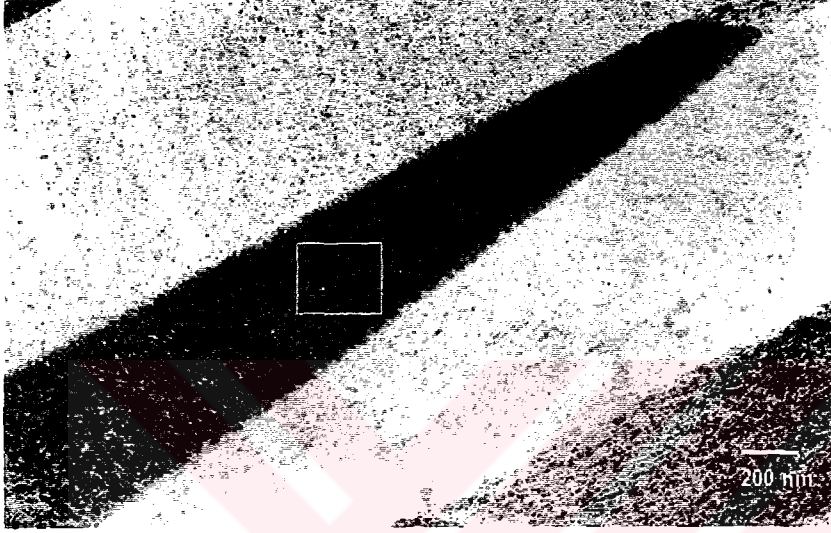
Şekil 3.8. a) M18R martensite yapıda sıkı-paket düzlemlerin yığılımı, **b)** M18R sıkı-paket temel düzleminde atomların bağıl konumları⁽⁹⁹⁾

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında oluşan M18R martensite yapının birim hücre parametreleri arasındaki a/b oranı 0.85 dir. Buna göre örgü parametrelerinin a/b oranı $\sqrt{3}/2$ den küçüktür. Bu sonuç, ana fazın düzenli yapıda, temel düzlemdeki atomların ise farklı büyüklüklerde olduğunu gösterir. Bilindiği  zere Cu-bazlı  -faz alaşımlarda martensite, (110)_  taban düzlemi üzerine kurulur. Eğer taban düzlemini oluşturan atomlar aynı büyüklükte ise bu düzlem eşkenar üçgen i  açısı biçiminde olur. Bu nedenle temel düzlemdeki örgü parametrelerinin a/b oranı 18R martensite için $\sqrt{3}/2$ dir. Taban düzleminin farklı büyüklükte atomlardan oluşması durumunda ise bu oran $\sqrt{3}/2$ den küçük olacaktır⁽²⁷⁾.

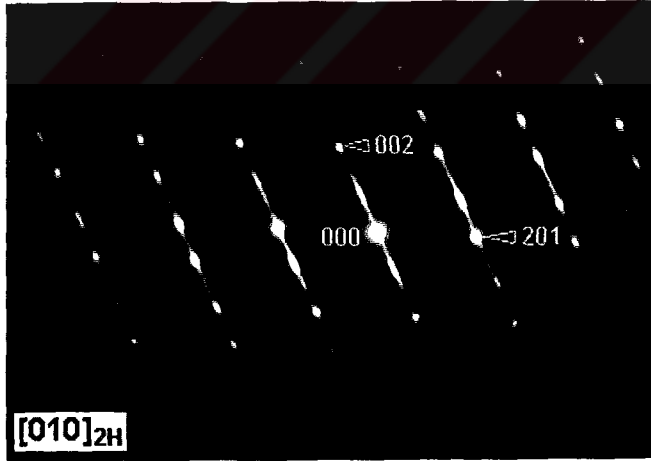
Alaşıma uygulanan farklı ısııl işlemin martensite yapı üzerinde etkisini araştırmak amacıyla; 950  C'de 120 dakika tavlانarak buzlu suda hızlı soğutulan N4 numunesinin TEM incelemeleri yapıldı. Bu araştırma esnasında gözlenen martensite plakalara ait aydınlık alan görüntüler, şekil 3.9 ve şekil 3.10'da verildi. Plakalar üzerinden alınan kırınım desenlerinin analizi sonucu martensite yapının 2H ve 18R olmak üzere iki ayrı düzende ortaya çıktığı görüldü.

şekil 3.9.a'da mızrak morfolojisine sahip martensite plakası üzerinden alınan, [010] zonuna sahip kırınım deseni şekil 3.9.b'de görülmektedir. Bu desen, şekil 3.7.b'de verilen 18R martensite ait [010] yönelimi ile benzer olmakla beraber dikkatle incelendiğinde farklı yığılma düzenine sahip olduğu görülmektedir. şekil 3.7.b'de (000) ve (0018) noktaları arasında 18R martensite yapıya ait iki spot görülürken, şekil 3.9.b'de bu iki nokta arasında tek spot gözükmektedir. Merkez spot ve (0018) spotu arasında orta noktada

tek olarak gözlenen bu spot, rombohedral simetriye sahip 18R martensite için yasaklanmış durumdadır. O halde martensite yapı 18R düzeninde değildir ve orta noktada bulunan bu spot 2H yığılma düzenine ait (001) veya hekzagonal gösterimde (00.1) noktasıdır.



(a)



(b)

Şekil 3.9. a) 950 °C'de 120 dk. tavlama ve buzlu suda soğutma sonrası (N4) gözlenen 2H martensite plakası, **b)** Seçilmiş bölgeden alınmış, [010] zon eksenine sahip elektron kırınım deseni

2H martensite kristal yapı, ortorombik birim hücreye sahip h.c.p. bazlı süper yapıdır. Atomik sıralanma ihmal edilirse bu yapı h.c.p. yapıya indirgenebilir. Ancak düzenli yapının anizotropisinden dolayı atomların h.c.p. yapıdan küçük sapmaları söz konusudur. Bu nedenle 2H martensite yapıya ait düzlem ve yönelimleri tanımlamak için ortorombik ve hekzagonal olmak üzere her iki yapısal gösterim de kullanılabilir. Öte yandan 2H yığılma düzeninin alt yapısı olarak h.c.p. yapı, bir çift örgü yapısıdır. Bu yapıda aynı tür iki atom bir çift olarak gruplandırılır ve çiftlenmiş atomların ağırlık merkezi örgü noktası olarak seçilir. Dolayısıyla çift difraksiyon etkisi olarak bilinen bu etkiden dolayı, Şekil 3.9.b'de görüldüğü gibi (000) ve (0018) noktaları arasında tek bir nokta ortaya çıkar. 2H yığılma düzenine sahip bu örgü deseninde iki bazal düzlem gurubu arasındaki periyodiklik 0.43 nm civarındadır. Bu bulgular martensite yapının 2H yığılma düzenine sahip γ'_1 tip martensite olduğunu göstermektedir^(15,17,100).

Öte yandan aynı numune (N4) üzerinde yapılan incelemeler sonucu farklı bölgeden alınan aydınlık alan görüntüsü ve kırınım desenlerinden; Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında 2H martensitenin yanısıra 18R martensite yapının da bulunduğu sonucuna varıldı. Şekil 3.10.a'da farklı yönelimli martensite plakalarının yan yana dizildiği görülmektedir. Seçilmiş plaka üzerinden alınan kırınım deseninin analizi sonucu martensite yapının, $[\bar{2}50]_{18R}$ yönelimine sahip β'_1 tip martensite olduğu tespit edildi⁽¹⁰³⁾. Bu yönelimde de noktaların tekrarlanma periyodu yaklaşık 0.63 nm civarında ölçüldü.



(a)



(b)

Şekil 3.10. a) 120 dk. ısıtıl işlem görmüş N4 numunesinde yan yana dizilmiş β_1 martensite plakaları, b) Seçilmiş bölgeden alınan kırınım deseni

Şekil 3.9 ve 3.10'da verilen aydınlık alan görüntülerde 18R ve 2H martensite plaka morfolojileri arasında belirgin bir fark olmadığı görülmektedir. Bu durumda, 18R den 2H yığılma düzenine değişim sonucu meydana gelen elektron kırınım örgüsündeki farklılığın (Şekil 3.7.b - Şekil 3.9.b) morfolojik olarak önemli bir etki sağlamadığı söylenebilir.

Yukarıda verilen bulgulara göre Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımı yüksek sıcaklıklardan düşük sıcaklıklara hızlı soğutulduğunda 18R ve 2H yığılma düzeni şeklinde iki tip martensite yapı oluşur. Bu sonuç literatürle uyum içerisinde. Bugüne kadar yapılan araştırmalarda; şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımlarında alaşımın kompozisyonu ve ısı etkiye bağlı olarak hızlı soğutma sonrası β'_1 ve γ'_1 martensitelerinin meydana gelebileceği görülmüştür. Araştırmalar sonucunda, düşük Al miktarına sahip CuAlNi alaşımlarında soğutma sonrası daha çok β'_1 martensite oluşumu görülürken yüksek Al miktarı durumunda γ'_1 martensite fazın oluştuğu tespit edilmiş, bu iki faz arasındaki faz sınırına yakın kompozisyon oranına sahip alaşımlarda ise her iki β'_1 ve γ'_1 fazın birlikte bulunabileceği sonucuna varılmıştır^(11,12,19).

Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımlarında dönüşüm, birbirinin şekil değişimini gideren varyant gruplar halinde (self-accommodating) gerçekleşir. DO₃ ana fazdan 2H veya 18R martensite yapıya dönüşüm gerçekleştiğinde, kristalografik olarak eşdeğerde altı varyant grubu meydana gelir ve bu grupların her biri A, B, C, D şeklinde isimlendirilen dört farklı yönelimli martensite varyant içerir. Böylece toplam 24 varyant oluşmuş olur. Her iki 2H ve 18R martensite yapının temel düzlemi, ana fazın altı $\{110\}_{\beta_1}$ düzlemlerinin birinden meydana gelir^(8,9,15).

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite varyant grup oluşumu ve varyantlar arasında ortaya çıkan ikiz ilişkilerini incelemek üzere, 950 °C'de 60 dakika ısıtım uygulanarak buzlu suda hızlı soğutulan numunenin (N3) TEM çalışmaları yapıldı. Şekil 3.11'de bu numuneden çekilen aydınlık alan

görüntüde, plaka grup martensite mikroyapısı görülmektedir. P1, P2 ve P3 şeklinde gösterilen plakalar kendi aralarında bir grup oluşturur. Bu plakalar, içlerinde rasgele aralıklarla dizilmiş yığılma hataları bulundurur ve bu hatalar yüksek çözünürlüklerde gözlemlenebilir⁽¹⁰³⁾. P1, P2 ve P3 plaka grupları içinde A, B, C ve D varyantları çiftler halinde bulunur ve bu varyantlar arasında özel ikiz ilişkileri söz konusudur.



Şekil 3.11. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite plaka grup kombinasyonları (N3)

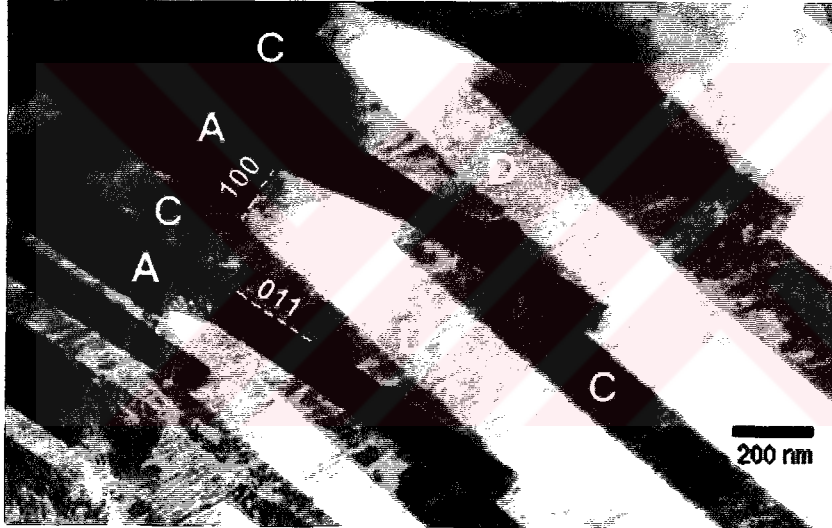
Öte yandan farklı plaka grupların kombinasyonu yeni varyant çiftler oluşturur. P1 ve P2 gruplarının birleşimi durumunda, bu grupların varyant arayüzeyleri arasında yaklaşık 60° lik bir açı görülürken P2 ve P3 gruplarının varyant arayüzeyleri arasında 90° lik bir açı söz konusudur. Bu açı değerleri, farklı grup plaka varyant birleşimi için uygun olası değerlerdir⁽⁹¹⁾. β_1 ana fazın M_s nin altına soğutulmasıyla toplam altı martensite plaka grubu oluşur ve her bir grupta bulunan dört varyantın habit düzleminin normalleri ana fazdaki altı

{110} düzlem kutuplarından biri etrafında kümelenirler. $\{110\}_{\beta_1}$ altı kümelenme düzlemlerinin biri diğerinden 90° veya 60° ayrıdır. Bu nedenle altı martensite plaka grubunun ikili kombinasyonu durumunda, iki grubun plakalarını oluşturan varyant arayüzeyleri arasında yaklaşık olarak 90° veya 60° lik açılar oluşur ve bu kombinasyonlar 90° tip ve 60° tip plaka grup kombinasyonları olarak bilinir^(8,9,92). Ayrıca Şekil 3.11'de P1 ve P2 gruplarının birleşimi aralarında açık bir sınır oluşturmazken, gruplar arasındaki geçiş bölgesinde yığılma kusurları önemli bir değişim gösterir. Bu durum gruplar arasında geçiş durumunda örgü dönmesinin gerçekleştiği anlamına gelir. Martensite varyant grup oluşumuna ait benzer sonuçlar Adachi ve arkadaşları tarafından şekil hatırlamalı CuZnAl alaşımında da gözlenmiştir⁽⁹¹⁾.

Şekil hatırlamalı alaşımlarda martensite dönüşüm iki tip ikizlenmeler içerir. Bunlardan biri, örgüyü değiştirmeyen kesmeler (lattice invariant shear) sonucu bireysel varyantlar içinde altyapı olarak ortaya çıkan dönüşüm ikizleri veya iç ikizlerdir (internall twinn). Diğer tip ise aralarında ikiz ilişkisi gösteren martensite varyant çiftlere ait ikizlenmelerdir. Bu tür ikizler, varyantlar arasında kesme zorlanmalarına ait ortak yerleşme düzlemine sahiptir^(17,93). Yapılan TEM çalışmaları sonucu Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında varyant ikiz ve dönüşüm ikizlerinin her ikisi de gözlemlendi.

Şekil 3.12'de verilen N3 numunesine ait geçirmeli elektron mikrografında tek bir plaka grubunun martensite varyant kombinasyonları, yani varyant ikizler görülmektedir. A/C varyant kombinasyonu mızrak (spear) morfolojisinde iken A/D kombinasyonu çatal (fork) görünümündedir^(9,93). A, C ve D varyantlarının oluşturduğu varyant çiftlerin arayüzeyleri arasındaki

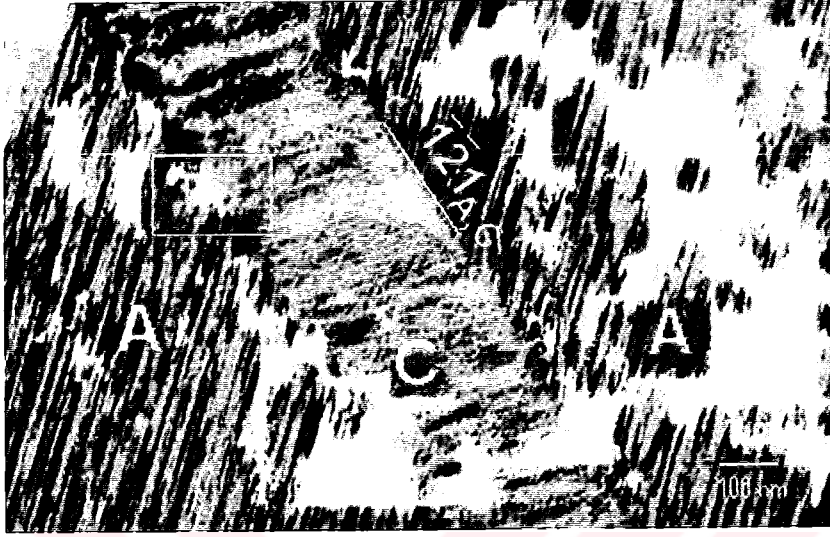
açılar; A/C ve A/D tip arayüzeyleri arasında 90° , A/C ve C/D arayüzeyleri arasında yaklaşık 10° olarak ölçülürken A/D ve C/D tip arayüzeyleri arasında yaklaşık olarak 100° civarında ölçülmüştür. Bu açı değerleri bu tip varyant arayüzeyleri için uygun değerlerdir. A/C varyantlarının birleşme düzlemi, ana fazın $\{011\}_{\beta_1}$ düzleminden meydana gelirken A/D tip varyant birleşme düzlemi $\{100\}_{\beta_1}$ düzleminden oluşur. Ana fazın (011) ve (100) düzlemleri arasında 90° lik bir açı söz konusudur. Bu değer A/C ve A/D arayüzeylerinin dik olduğunu gösterir^(9,92,93).



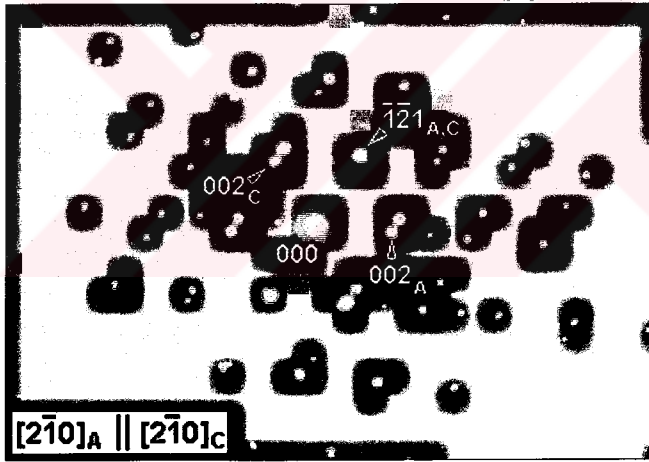
Şekil 3.12. Martensite plaka grubunda A/C ve A/D varyant morfolojisi (N3)

Şekil 3.13'te ise N3 numunesinde meydana gelen 2H martensite varyant ikiz morfolojisi ve ikizlenmiş kırınım deseni görülmektedir. Şekil 3.13.b'de A/C varyant ikizlerden alınmış elektron kırınım deseni, hegzagonal 2H yığılma simetrisine sahip $[2\bar{1}0]$ yönelimidir^(15,17,100). $[2\bar{1}0]$ zon eksenine

sahip bu kırınım desenine göre martensite varyantlar, $(\bar{1}21)$ düzlemi etrafında ikiz ilişkilidir.



(a)



(b)

Şekil 3.13. a)Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaışımında 2H martensite varyant ikizleri (A/C), b) A/C birleşimine ait ikizlenmiş kırınım deseni (N3)

A/C varyant ikizleri arası $(\bar{1}21)$ sınır düzlemi, ayna yansıma düzlemi durumundadır ve kırınım deseni bu düzleme göre yansıma simetrisine

sahiptir. Tip I yansıma ikizleri olarak sınıflandırılan A/C ikizleri arası $(\bar{1}21)_{2H}$ sınır düzlemi, ana fazın $\{011\}$ düzlemlerinden birine paralel olup varyantlar bu düzleme göre ikiz ilişkilidir. $(\bar{1}21)$ düzlemine dik olan $[2\bar{1}0]$ örgü yönelimi, varyantları birbirinden ayırır ve böylece ikizlenmiş kırınım örgüsü ortaya çıkar. A ve C varyantları arasında

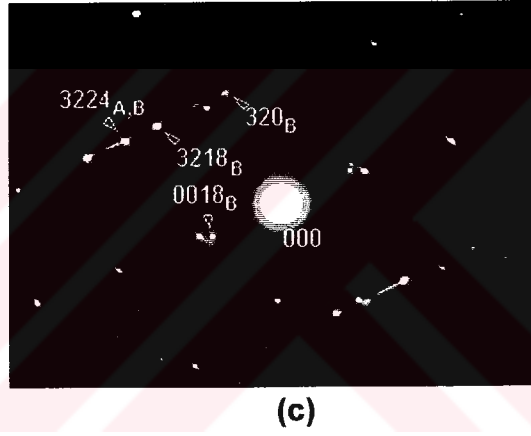
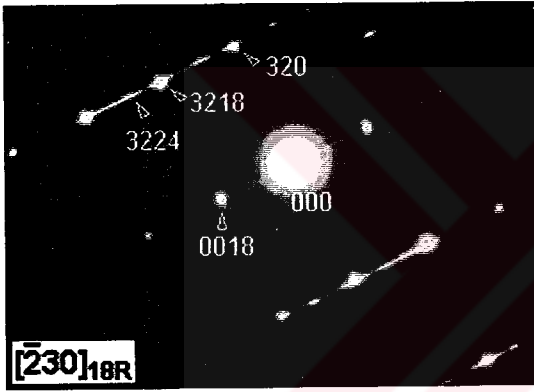
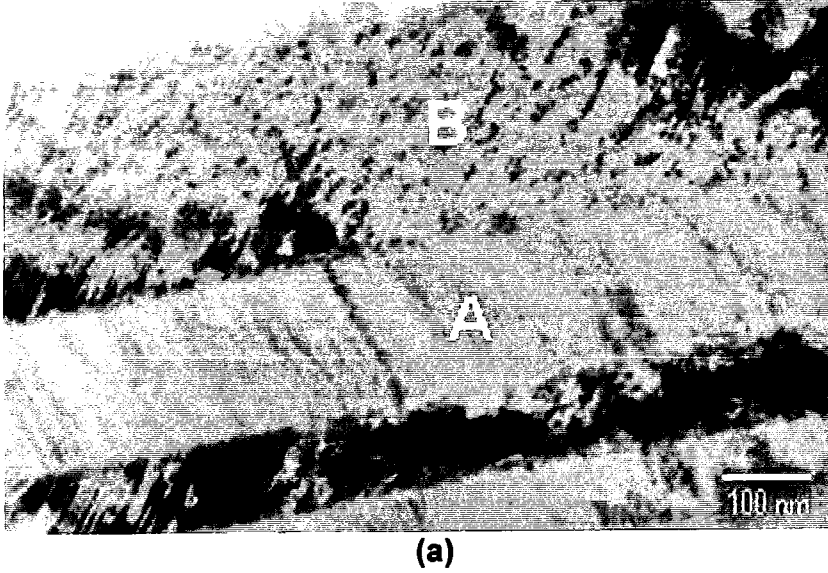
$$(\bar{1}21)_A \parallel (\bar{1}21)_C : [2\bar{1}0]_A \parallel [2\bar{1}0]_C$$

şeklinde yönelim bağıntısı görülmektedir. Bu yönelim bağıntısı şekil hatırlama etkisi için önemli bir özelliktir⁽⁷⁴⁾. Ayrıca A/C varyantlarının birleşme düzlemi ana fazın (011) düzlemine paralel olduğu düşünülürse ana faz ve martensite faz arasında

$$(011)_{\beta_1} \parallel (\bar{1}21)_{\gamma_1'}$$

şeklinde yönelim bağıntısı ortaya çıkar. Bu bağıntılar literatürle uyum içerisindedir. Bugüne kadar yapılan çalışmalarda tip I yansıma ikizleri olarak bilinen A/C ikizleri için ikizlenme düzlemi; 2H martensite durumunda $\{121\}$, 18R martensite için ise $\{128\}$ düzlemleri olarak bulunmuştur^(9,14,17,93,101).

Öte yandan yapılan incelemeler sonucu aynı numunede (N3), 18R martensite varyant çiftlerin bulunduğu görüldü. Şekil 3.14.a'da, numunenin farklı bölgesinden alınmış aydınlık alan geçirmeli elektron görünümünde, farklı yönelimlere sahip varyant kombinasyonu görülmektedir. Martensite varyantlar içinde ince yapılı ve birbirine paralel yığılımlar ile varyantlar birbirinden kolaylıkla ayrılmaktadır. B varyantından alınan elektron kırınım deseninin analizi, martensite yapının $[\bar{2}30]_{18R}$ yönelimine sahip β_1' tip martensite olduğunu göstermektedir⁽⁹³⁾.

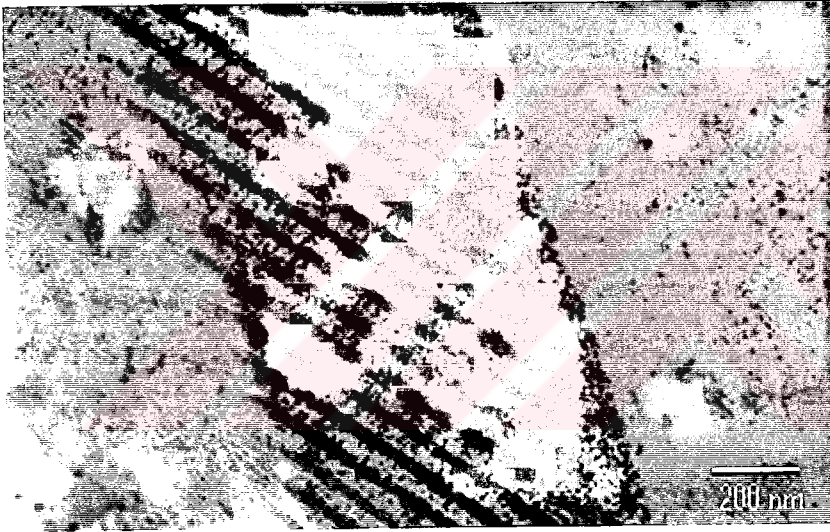


Şekil 3.14. a) N3 numunesinde gözlenen A/B tip 18R martensite varyant çifti, b) B plakasından alınmış, $[230]$ zonuna sahip kırınım deseni, c) A/B çiftinden alınmış kırınım deseni

Şekil 3.14.a'da, iki varyantın birlikte bir çift oluşturduğu görülmesine rağmen her iki varyanttan alınmış kırınım deseninde (Şekil 3.14.c), varyantlar arası sınır düzleminin ayna simetrisine sahip olmadığı görülmektedir. Farklı yönelime sahip iki varyanttan oluşan bu tip kombinasyonlarda, varyantlar arasında ikiz ilişkisi olsa bile sınır düzlemi ayna yansıması özelliği göstermez.

A/B tip, tip II ikizi olarak bilinen bu tip ikizlenmelerin sınır düzlemi genelde irrasyoneldir⁽⁹³⁾. Şekil 3.14.c'de A/B birleşiminden alınmış kırınım deseninde $(3\ 2\ 24)_{A,B}$ noktasının her iki varyanta ait ortak düzlem olduğu görülmektedir.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite varyant ikizlenmelerin yanında dönüşüm ikizleri olarak bilinen iç ikizlenmelerde gözlemlendi. Alaşımın 950 °C'de 40 dakika ısıtılma tabi tutulup buzlu suda soğutulması (N5) sonucu γ'_1 martensite yapının dönüşüm ikizleri (iç ikizlenme) şeklinde ortaya çıktığı görüldü (Şekil 3.15).



Şekil 3.15. 40 dakika ısıtılma görmüş N5 numunesinde gözlenen γ'_1 martensite dönüşüm ikizleri

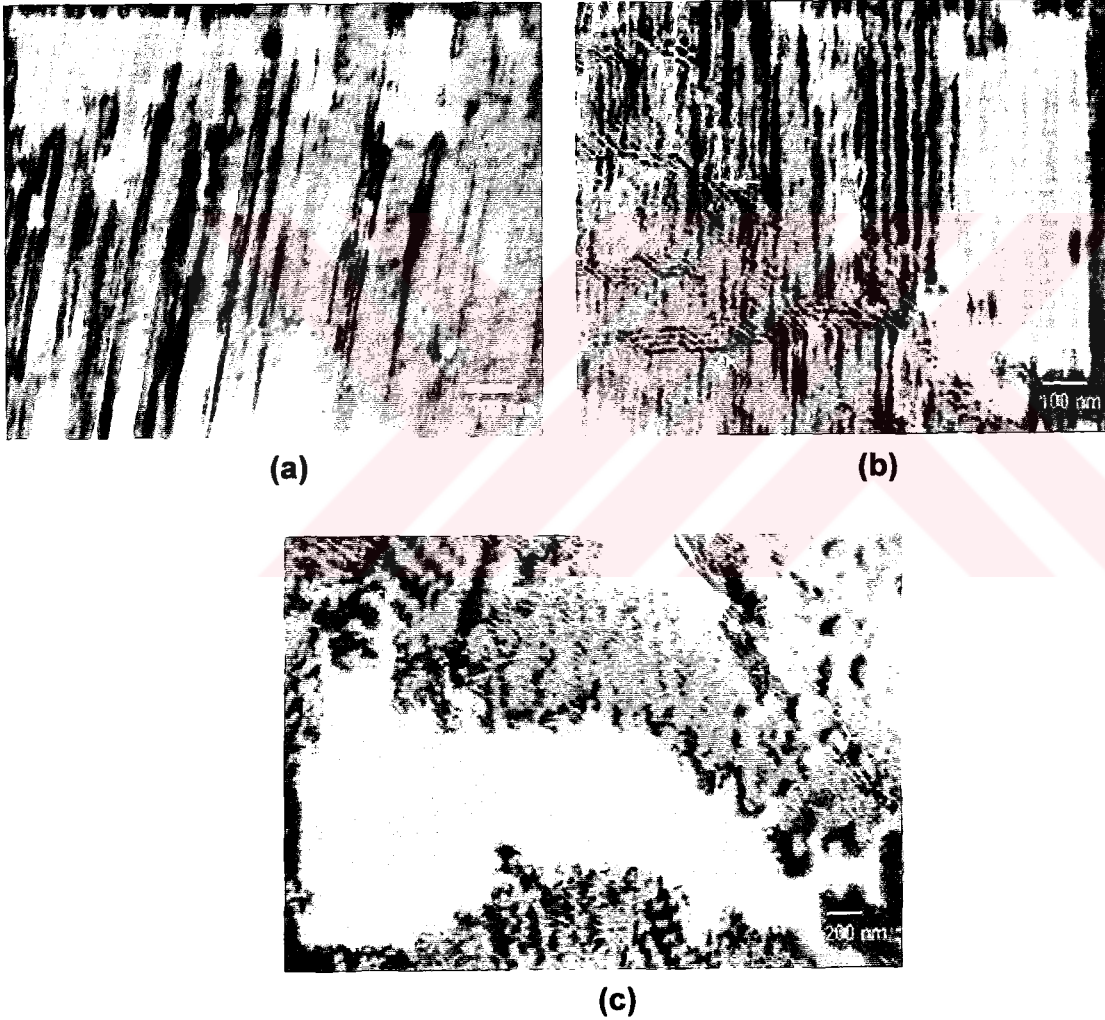
Daha önce belirtildiği gibi β'_1 ve γ'_1 martensiteleri optik mikroskopla birbirinden ayırmak oldukça zordur. Ancak geçirmeli elektron mikroskop altında altyapıları farklıdır. Bu martensite yapıları morfolojik olarak birbirinden ayıran en önemli fark, γ'_1 martensitenin daha çok dönüşüm ikizleri şeklinde

ortaya çıkmasıdır. N5 numunesinde gözlenen, γ_1' martensite ait bu tür bir oluşum Şekil 3.15'te görülmektedir. Burada martensite yapı, örgüyü değiştirmeyen kesme sonucu iç ikizlenme şeklinde ortaya çıkmıştır⁽⁴⁾. Yapı içerisinde büyük hacime sahip açık bölgeler matris (M) olarak isimlendirilirken daha az hacime sahip koyu bölgeler ikizi (T) olarak bilinir. Dönüşüm ikizlerinin ikizlenme düzlemi {121} dir. İkiz genişliği ise yaklaşık olarak 0.1 μm civarında oldukça ince yapıda gözükmemektedir. Otsuka ve arkadaşlarının yaptığı çalışmaya göre, γ_1' martensite {121} ve {101} şeklinde iki tür ikizlenmeye sahip olabilir⁽¹⁷⁾. Ancak {101} ikizleri, 1 ~ 10 μm gibi oldukça kalın yapıya sahipken {121} ikizleri, 0.5 μm den daha ince yapıya sahiptir. Bu değerler elde edilen sonuçların literatürle uyumlu olduğunu göstermektedir.

Öte yandan bilindiği üzere martensite faz bünyesinde yığılma kusurları, dislokasyonlar ve nokta kusurları gibi bir çok örgü kusurları ihtiva eder^(3,4). TEM incelemeleri sonucunda martensite yapının yığılma kusurları ve dislokasyonlar gibi bir çok yapı kusuru içerdiği görüldü. Gözlemler sonucu yığılma kusurlarının daha çok martensite temel (bazal) düzlemi boyunca oluştuğu görülmekle birlikte bazal olmayan düzlemlerde de tespit edildi.

Şekil 3.16.a'da birbirine paralel durumda uzanan ince çizgi mikroyapılar, martensite temel düzlemi boyunca ortaya çıkan yığılma hatalarını gösterirken Şekil 3.16.b'de, yığılma hatalarını çapraz kesen bazı şebeke yapılar da gözükmemektedir. Bu yapılar kısmi dislokasyon hareketine benzer ve oluşumları temel düzlem boyunca gerçekleşmez. Sonuç olarak aynı martensite plakada, bazal düzlem yığılma hataları ile birlikte bu hatalarını çapraz kesen ve bazal olmayan düzlem boyunca oluşmuş kısmi

(partial) dislokasyon hataları meydana gelmiştir. Ayrıca Şekil 3.16.c'de görüldüğü gibi yığılma kusurlarının yanında dislokasyon şebekeleri de oluşmuştur. Bugüne kadar yapılan çalışmalarda, genelde bazal düzlem yığılma kusurları rapor edilmişken Nishiyama ve Kajiwara Cu-Al alaşımında 18R martensite yapıda bazal olmayan düzlemlerde de yığılma hataları gözlemlenmiştir. Benzer şebeke yapılar Adachi ve Perkins tarafından da tespit edilmiştir⁽¹⁰³⁾.



Şekil 3.16. a) N3 numunesinde oluşmuş martensite plaka içinde bazal düzlem yığılma kusurları, b) N6 numunesinde bazal olmayan düzlem boyunca oluşmuş kısmi dislokasyonlar, c) N3 numunesinde görülen dislokasyon şebekeleri

3.2. Cu-%11.92Al-%3.78Ni Alaşımında Martensitik Dönüşümler Üzerinde Deformasyon Etkisi

Martensitik dönüşüm üzerinde deformasyon etkisinin çalışılması, termoelastik martensitik dönüşüme bağlı şekil hatırlama etkisinin anlaşılmasında son derece önemlidir. şekil hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensitik dönüşüm üzerinde deformasyon etkisini araştırmak ve martensite ile austenite yapının mekanik özelliklerini incelemek amacıyla zor-zorlanma deneyleri yapıldı. Öncelikle izelge 3.1'deki N1, N4, N5 ve N6 numunelerinin basma zoru deneyleri gerçekleştirilerek alaşımın mekanik özellikleri ve sergilemiş olduğu zor-zorlanma davranışları incelendi. Buradan elde edilen sonuçlar dikkate alınarak N4 ve N5 numuneleri üzerine farklı büyüklüklerde basma zorları uygulandı ve böylece belirli oranlarda deformasyona uğratılmış numuneler elde edildi (izelge 3.4). Bu numunelerin SEM ve TEM alışmaları yapılarak martensitik dönüşüm üzerinde deformasyon etkisi araştırıldı.

3.2.1. Martensitik Dönüşümün Mekanik Özelliklerinin Zor – Zorlanma Deneyleri ile İncelenmesi

Martensite yapının mekanik özelliklerini incelemek amacıyla izelge 3.1'de verilen N4, N5 ve N6 numuneleri koparıłana kadar basma zoruna maruz bırakıldılar. Bu deneylerden elde edilen sonuçlar izelge 3.3'te verildi. Austenite yapının mekanik özellikleri ise fırında yavaş soğutulmuş N1 numunesi üzerinde yapılan basma zoru deneyi ile incelendi. Bütün bu

deneylerden elde edilen N1, N4, N5 ve N6 numunelerine ait zor-zorlanma eğrileri Şekil 3.17'de verildi.

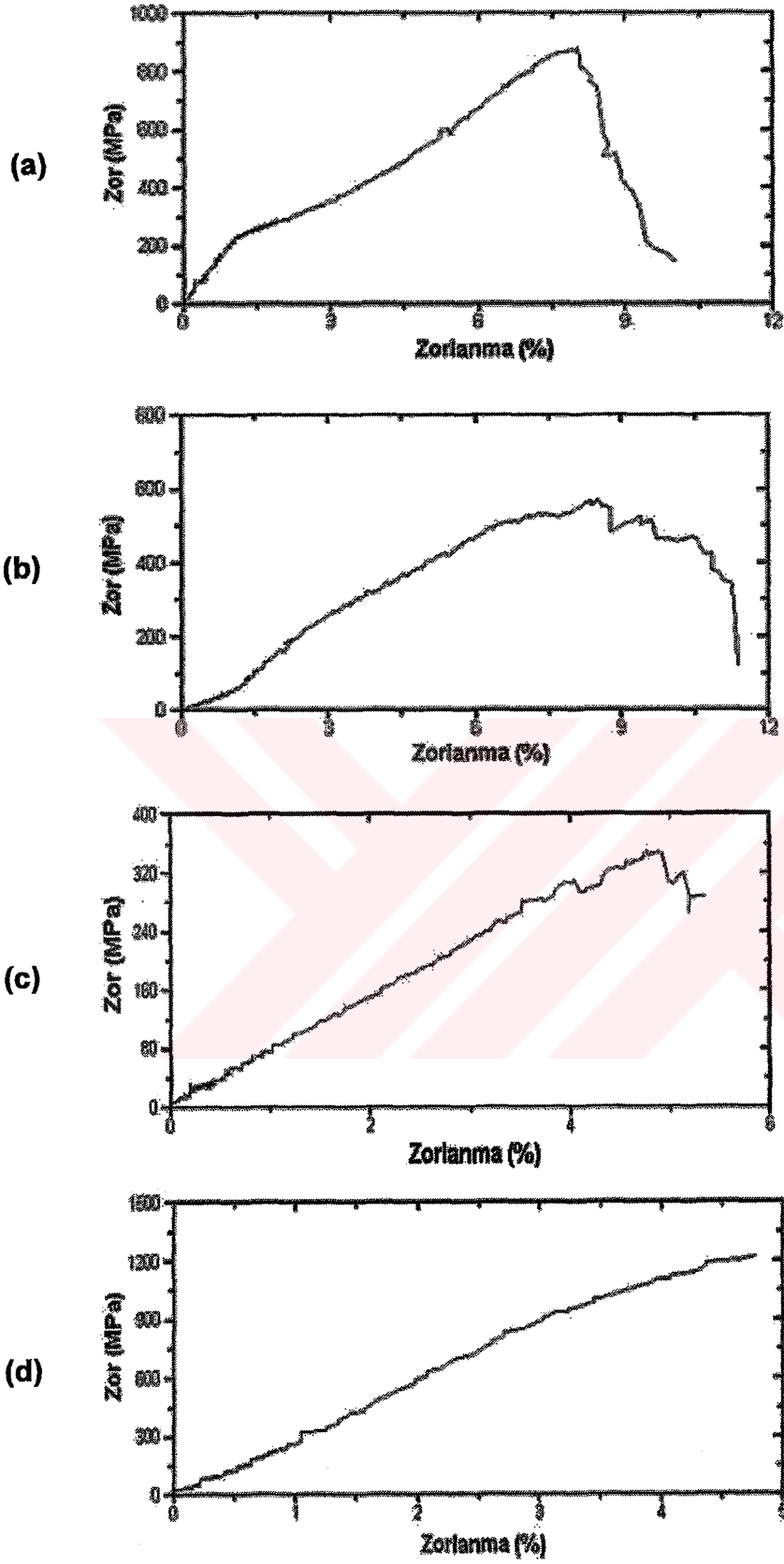
Çizelge 3.3. Farklı ısıtım işlem görmüş numunelere ait basma deneyi sonuçları

Numune no	Akma dayanımı (MPa)	Basma dayanımı (MPa)	Maksimum zorlanma (%)
N4	225	881.6	7.913
N5	-	576.9	9.007
N6	-	376.1	4.998

Isıtım işlem süresinin etkisini incelemek amacıyla 950 °C'de 120 dakika ve 40 dakika sürelerle tavlanan N4 ve N5 numunelerine ait basma deneyi sonuçları karşılaştırıldığında; zor öncesi uygulanan ısıtım işlem süresindeki artışla beraber alaşımanın basma dayanımı artarken maksimum zorlanma miktarı düşmüştür. Bu numunelere ait zor-zorlanma eğrileri incelendiğinde (Şekil 3.17.a ve b), uzun süreli ısıtım işlem görmüş numunenin zorlanmasının daha az olduğu görülür. Daha önce bu örneklerle ait SEM gözlemlerinde, 120 dakika ısıtım işlem geçirmiş numunenin kristal tane boyutlarının 40 dakika ısıtım işlem görmüş numuneden daha büyük olduğu gözlemlenmişti. Alaşıma uygulanan ısıtım işlem süresindeki artış, çok büyük olmamakla beraber tane boyutunu küçük miktarda artırmıştır. Bir alaşımda bulunan noktasal kusurlar, dislokasyonlar ve safsızlık atomlarının kristal içerisindeki tanecik içlerinden ziyade tane sınırlarında toplanacağı düşünülür. Küçük tane boyutlu

malzemede daha fazla tane sınırı bulunacağından ve bu bölgelerde toplanan kusurların alaşımın mekanik özelliklerini etkilediği bilindiğinden, kristal taneleri ne kadar küçük olursa alaşımın uygulanan zora karşı zorlanması daha fazla olur sonucuna varılır. Bugüne kadar ısıtılma süresinin ve kristal tane boyutlarının alaşımın mekanik özelliklerine etkisi üzerine bir çok çalışma yapılmış, tane boyutlarının özellikle zor-zorlanma davranışında etkili olduğu sonucuna varılmıştır^(57,104,105).

Öte yandan 120 dakika ısıtılma sonrası zor-zorlanma eğrisi (Şekil 3.17.a), belirgin bir esneklik eğimi gösterirken 40 dakika homojenleştirme sonucu esneklik sınırına ait böyle bir belirginlik görülmemektedir (Şekil 3.17.b). Şekil 3.17.a'da görüldüğü gibi N4 numunesinin akma zoru (yield stress) 225 MPa civarındadır. Bu değer, kaymanın fark edilir ve etkili olduğu durumdaki zordur. Bu noktanın altında malzeme esnek davranış gösterirken üstündeki bölgelerde plastik davranış sergiler⁽²⁸⁾. Alaşımın basma dayanımı, deformasyon ile sağlanmış tercihli yönelimli martensite kapasitesini gösterirken akma zoru, zor-etkili martensite varyantların oluşumu ile deformasyonun başlama yeteneğini tanımlar. Ayrıca akma zoru, alaşımda yeni martensitelerin oluşumu, varolan martensite varyant arayüzeylerin hareketi ve yeni ikizlenmeler için gerekli zor değerine tekamül eder⁽²⁶⁾.



Şekil 3.17. Farklı ısıt işlemler sonrası alaşımın sergilediği zor-zorlanma davranışı a)N4, b)N5, c)N6, d)N1 numunesinin zor-zorlanma eğrisi

Isıl işlem sıcaklığının malzemenin mekanik özellikleri üzerinde etkisini incelemek için 950 °C ve 650 °C sıcaklıklarda tavlanan N5 ve N6 numunelerine ait basma deneyi sonuçları karşılaştırıldığında ise, 950 °C'de ısıtılmış numunenin (N5) 650 °C'den (N6) daha yüksek basma dayanımı ve daha fazla zorlanmaya sahip olduğu görülmektedir (Çizelge 3.3). Ayrıca Şekil 3.17.b ve c'de, alaşımın farklı sıcaklıklarda tavlama sonucu farklı bir zor-zorlanma davranışı sergilediği görülmektedir. 650 °C'de tavlama sonrası maksimum zorlanma %5'in altında olup malzeme gevrek davranış sergiler (Şekil 3.17.c). Bu malzemenin akma dayanımı, basma dayanımı ve kopma dayanımı aynı değere tekamül eder ve bu değer 376.1 MPa'dır. 950 °C'de tavlanan N5 numunesinin zor-zorlanma eğrisinde ise yaklaşık 100 MPa civarında bir değişim gözlenmiştir. Bu noktadan itibaren kayma hareketiyle beraber plastik davranışın başladığı düşünülmektedir.

Öte yandan martensite ve austenite yapının zor-zorlanma davranışları arasındaki ilişkiyi ortaya koymak amacıyla; 950 °C'de 60 dakika tavlama fırında yavaş soğutmaya bırakılarak austenite faz oluşumu sağlanmış N1 numunesi ile martensitik durumda bulunan N4, N5 veya N6 numunelerine ait zor-zorlanma eğrileri karşılaştırıldığında (Şekil 3.17), martensite yapının zorlanmasının austenite yapıya göre daha büyük olduğu görülmektedir. Ayrıca bu eğrilerden austenite yapıda bulunan numunenin basma dayanımının martensite yapıda bulunan numuneden daha büyük olduğu söylenebilir.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımının farklı ısıl işlemler sonrası sergilemiş olduğu zor-zorlanma davranışları (Çizelge 3.3, şekil 3.17) dikkate alınarak N4 ve N5 örnekleri üzerinde yeniden basma zoru deneyleri yapıldı. Örnekler belirli oranlarda deforme edilerek iki grup numune oluşturuldu (Çizelge 3.4).

Çizelge 3.4. Farklı ısıl işlem görmüş N4 ve N5 numunelerine belirli oranlarda deformasyon uygulanarak hazırlanan örnekler

Numune no	Uygulanan basma zoru (MPa)	Deformasyon miktarı (%)	Deforme edilmiş numune no
N5	342.1	4.5	D1
	608	7	D2
N4	398.2	4.5	D3
	788.7	7	D4

Numunelerden bir grubu 950 °C'de 40 dakika homojenleştirilip buzlu suda ani olarak soğutulan N5 numunesinden alınan örneklere, daha önce belirlenen kopma noktasının (576.9 MPa) altında iki ayrı basma zoru uygulanarak elde edildi. Örneklerden biri 342.1 MPa lık zor ile yaklaşık %4.5 oranında plastik deformasyona uğratılırken (D1) diğer 608 MPa lık basma zoru ile yaklaşık %7 oranında deforme edildi (D2). İkinci grup numuneler ise büyük tane boyutlu malzemede deformasyon davranışını incelemek amacıyla zor uygulanmadan önce 950 °C'de 120 dakika homojenleştirilerek buzlu suda soğutulan N4 numunesine iki ayrı basma zoru uygulanarak oluşturuldu. Bu

numuneler de diğ er grup numunelerle (D1, D2) aynı deformasyon oranına sahip olacak şekilde, kopma noktasının (881.6 MPa) altında 398.2 MPa ve 788.7 MPa lık basma zorları uygulanarak sırasıyla %4.5 (D3) ve %7 (D4) oranlarında plastik deformasyona uğ ratıldılar. Böylece zor uygulanmadan önce 40 dakika homojenleştirilmiş D1 ve D2 numunelerinden daha büyük kristal taneciklerine sahip numuneler elde edilmiş oldu (Çizelge 3.4). Daha sonra bu numunelerin SEM ve TEM incelemeleri sonucu deformasyon etkili martensite yapının morfolojisi ve kristalografisi ortaya kondu.

3.2.2. Zor Etkili Martensite Yapının Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İle İncelenmesi

Çizelge 3.4'te verilen numunelerin oda sıcaklığında taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile yüzey gözlemleri yapıldı. Alaşımın, martensitik durumda basma zoru uygulanarak plastik deformasyona uğ ratılması sonucu; ikizlenmeler, martensite varyantlara ait arayüzey hareketleri ve varyantların birleşimi şeklinde oluşumların gerçekleştiğ i, martensite plakaları arasında yeni plakaların meydana geldiğ i ve zor etkili bazı martensite plakaların termal etkili martensite plakalardan farklı morfolojilerde ortaya çıktığ ı görüldü. Ayrıca numune yüzeylerinde, bazı kristalografik düzlemler boyunca mikroskobik kesme hareketleri sonucu kristal düzlemlerinin birbiri üzerinde hareketi ile ortaya çıkan kayma (slip) düzlemlerinin izleri gözlemlendi.

950 °C'de 40 dakika ısı l işlem görüp buzlu suda soğ utulan numunenin %4.5 oranında plastik deformasyonu (D1) sonucu oluş an yüzey görünümü

Şekil 3.18’de verildi. Burada, bir noktada kesişen üç kristal taneciği ve her bir tane içinde farklı yönelimli martensite plakaları görülmektedir.



Şekil 3.18. % 4.5 oranında deforme edilmiş D1 numunesinin tane yapısı

1 numaralı tane içinde, iğne uçlu kalın martensite plakaları ve bu plakalar arasında tane sınırlarından oluşmaya başlamış çoklu dizilimli yeni martensite plakaları dikkat çekmektedir. Bu yeni oluşumlar, zor-etkili martensitenin tane sınırlarında başladığını göstermektedir. Zor-etkili martensitelerin tane sınırlarından oluşmaya başladığı Morris tarafından yapılan benzer gözlemlerle de ortaya konmuştur⁽²⁶⁾. 2 numaralı tane içerisinde ise zorun etkisi ile martensite varyantların birleşimi sonucu oluşmuş oldukça kalın martensite plakası ve tane sınırı civarında farklı yönelimli martensite plakaları görülmektedir. Bu plakalardan bazıları zik-zak morfolojisinde görünürken bazıları da V-şekilli olarak ortaya çıkmıştır. Bu

morfolojilerin termal etkili martensite yapıya ait olduğu düşünülmektedir. 3 numaralı tane içinde ise farklı plaka grupları bir arada bulunmaktadır. Burada aynı gruba ait plakaların birbirine yaklaşık olarak paralel olduğu ve bu paralellik sayesinde grupların birbirinden ayrıldığı açıkça görülmektedir. Ayrıca tane içerisinde farklı plaka grupları arasında hemen hemen 90° lik bir açı olduğu dikkat çekmektedir.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında, %4.5 deformasyon etkisiyle oluşan yeni martensite plakaların termal etkili martensite morfolojisinden farklı bir morfolojiye sahip olduğu görüldü. Şekil 3.19.a'da görüldüğü gibi %4.5 deformasyon sonucu martensite plakaları yeni bir şekillenim alarak uçlara doğru incelen ince plaka martensite morfolojisinde ortaya çıkmıştır. Bu morfoloji termal etki ile oluşmuş martensite morfolojisinden tamamen farklıdır. İnce plaka martensite kristallerinin içerisinde birbirlerine paralel durumda iç ikizler ve midrip yapısı görülmektedir⁽⁴⁾. Ayrıca bu yeni martensite kristalleri ile beraber zorun etkisi sonucu oluşmuş deformasyon ikizleri dikkat çekmektedir. Birbirine paralel şekilde ikizlenmiş martensite bantlar içinde yine birbirine paralel ve düzenli aralıklarla dizilmiş dalga morfolojisine sahip kısa bantlar görülmektedir. Gerek uzun bantların gerekse kısa bantların kendi aralarında ikiz ilişkili olduğu düşünülmektedir.

Şekil 3.19.b'de ise şekil hatırlamalı alaşımın M_f'nin altında bir sıcaklıkta %4.5 oranında plastik deformasyona uğratılması sonucu martensite varyantların birleşerek oluşturduğu yeni martensite plakaları görülmektedir. Burada birbirine paralel durumda bulunan martensite plakaları oldukça kalın yapılı olup termal etki ile oluşmuş plaka yapılarından daha sade

bir görünüme sahiptir. Böyle bir oluşumun nedeni, uygulanan zora bağlı olarak martensite varyantların birleşimi sonucu en uygun yönelimde martensite kristallerinin meydana gelmesidir⁽⁸⁾.



(a)



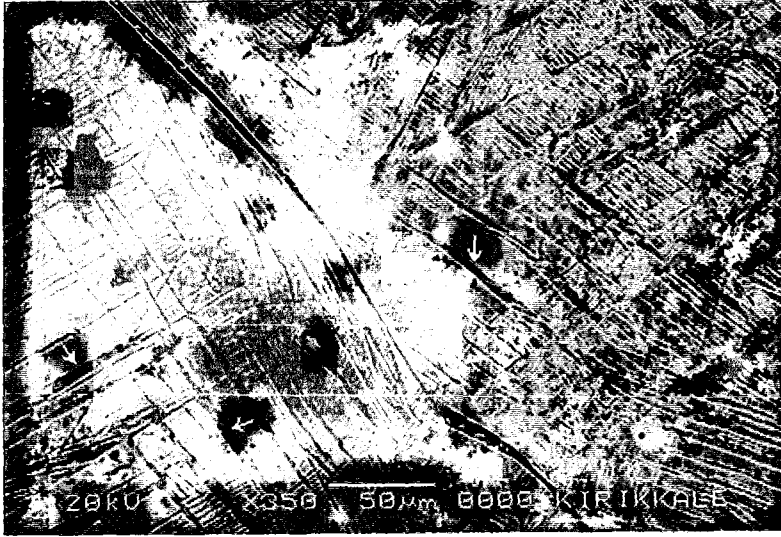
(b)

Şekil 3.19. D1 numunesinde %4.5 deformasyon etkisiyle oluşmuş martensite plakaları **a)** Zor-etkili ince plaka martensite kristalleri ve deformasyon ikizleri, **b)** Martensite varyantların uygun yönelimde birleşimi sonucu oluşmuş iğne uçlu martensite plakaları

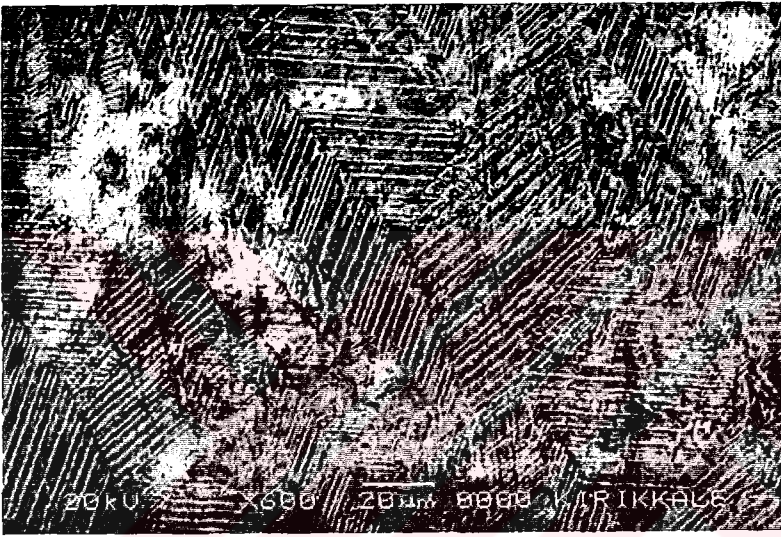
950 °C'de 40 dakika tavlanan Cu%11.92Al-%3.78Ni alaşımasının %7 deformasyonu (D2) durumunda ise artan deformasyon miktarı martensite morfolojisini önemli derecede etkileyerek yeni bir şekillenim oluşturmuştur. %4.5 deformasyon sonrası bazı tanelerde yüzey morfolojisi olarak termal etkili martensite morfolojisine benzer martensite varyantlar gözlenirken (Şekil 3.18) %7 deformasyon durumunda bu morfolojinin tamamen yeniden şekillendiği görülmektedir (Şekil 3.20.a). Öte yandan %7 deformasyon sonrası kayma miktarının artmasıyla beraber martensite varyantların uygun yönelimlerde birleşimi sonucu oluşan martensite yapının, %4.5 deformasyon durumuna göre daha az sayıda varyant gruplardan oluştuğu söylenebilir. Şekil 3.20.a'da, %7 deformasyon etkisiyle D2 numunesinde meydana gelmiş martensite yapı içerisinde yeni yönelimli ve oldukça ince yapılı martensite plakaları ok işareti ile gösterilmektedir. Bu plakaların Şekil 3.18 ve 3.19'da verilen %4.5 deformasyon durumuna ait martensite plakalarından daha ince yapılı olduğu görülmektedir. Bu durumda artan zor ile birlikte martensite plakaları içinde daha ince yapılı ve yeni yönelimli plakaların oluştuğu söylenebilir. Öte yandan Şekil 3.20.a'da görüldüğü gibi %7 deformasyon etkisi ile malzemenin bazı tane sınırlarında kırılmalar başlamıştır.

Deformasyon miktarının %7 oranına yükselmesi, kayma miktarını ve deformasyon ikizlenmelerini de artırmıştır. Şekil 3.20.b'de basma zorunun etkisiyle meydana gelmiş deformasyon ikizleri, Şekil 3.20.c'de ise kayma bantları görülmektedir. Bu bantların yönü kayma yönünü gösterir ve burada iki farklı bant yönelimi, iki ayrı kayma sisteminin bulunduğunu gösterir^(53,106).

(a)



(b)



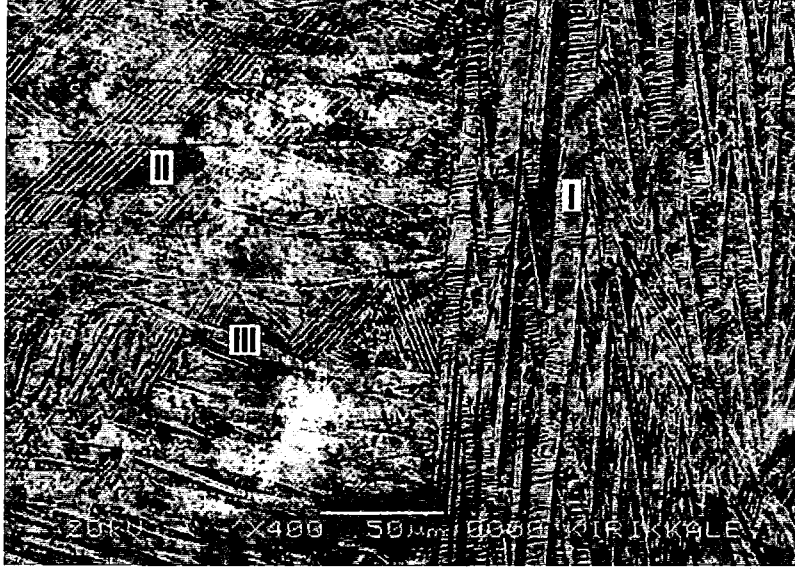
(c)



Şekil 3.20. %7 oranında deformasyona uğramış D2 numunesinin SEM resimleri a) Zor-etkili martensite plakaları, b) Deformasyon ikizleri, c) Kayma bantlarının yüzeydeki görünümü

Büyük tane boyutlu malzeme üzerinde deformasyon davranışını incelemek üzere hazırlanan D3 ve D4 numunelerinin (Çizelge 3.4) SEM gözlemleri sonucu ise benzer şekilde zor-etkili yeni martensite plakaları ve ikizlenme oluşumları ile beraber martensite yapının tercihli yönelimlerde meydana geldiği görüldü. Deformasyon öncesi daha büyük tane boyutlarına sahip olan D3 ve D4 numunelerinde, D1 ve D2 numunelerine göre daha fazla miktarda ikizlenmeler tespit edildi. Bu durumda deformasyonun etkisiyle büyük tane boyutlu malzeme içerisinde daha fazla miktarda ikizlenmelerin ortaya çıktığı sonucuna varıldı⁽⁵⁷⁾.

950 °C'de 120 dakika ısıtma işlemi görüp buzlu suda soğutulan numunelerin %4.5 (D3) ve %7 (D4) oranında plastik deformasyonu sonucu oluşan yüzey görünüşleri, sırasıyla Şekil 3.21.a ve b'de verildi. Şekil 3.21.a'da I numaralı bölgede bulunan uzun martensite plakaları üzerinde %4.5 deformasyon etkisiyle meydana gelmiş, plakaların enine doğru ve birbirine paralel olacak şekilde uzanan mikro oluşumlar görülmektedir. II numaralı bölgede, zorun etkisiyle kayma hareketi sonucu kalın plakaların birleştiği gözlenirken burada paralel durumda uzanan ince bantlar plakaların hareket yönünü göstermektedir. III numaralı bölgede ise %4.5 deformasyon etkisiyle oluşmuş zor-etkili martensite plakaları görülmektedir. Şekil 3.21.b'de ise D4 numunesine uygulanan %7 deformasyon etkisiyle martensite varyant arayüzeylerinin hareketi sonucu oluşmuş martensite yapı görülmektedir. Uygulanan zorla beraber martensite varyantlar, en uygun yönelimde birleşerek yeni varyant grubu oluşmuştur.



(a)



(b)

Şekil 3.21. 950 °C'de 120 dk. ısıtılma işlemi ve buzlu suda soğutulduktan sonra
a) %4.5 deforme edilen D3 numunesinin, **b)** %7 deforme edilen D4 numunesinin yüzey görünümleri

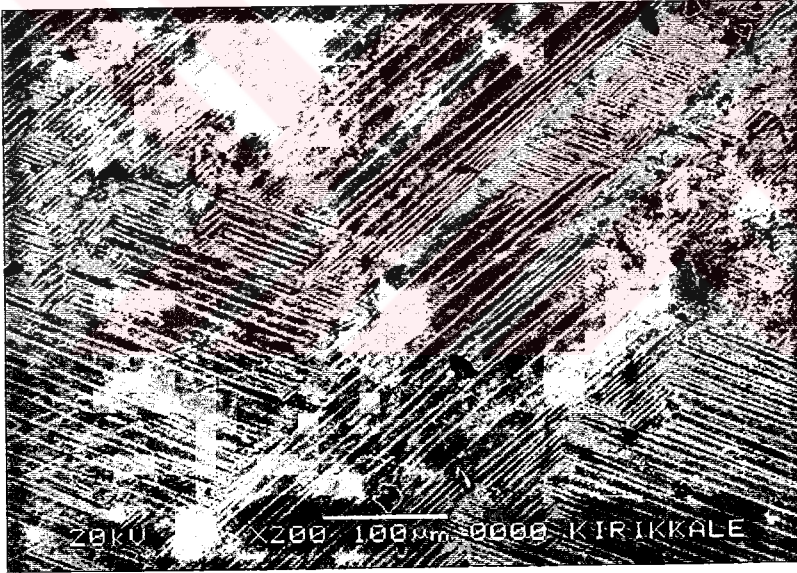
Şekil 3.21.b'de görüldüğü gibi %7 deformasyon sonucu varyantlar birleşerek toplam altı martensite plaka grubundan sadece üçü bulunacak şekilde uygun yönelimli martensite plakaları oluşurken %4.5 deformasyon sonrası martensite grupların sayısı üçten fazladır (Şekil 3.21.a). Bu sonuca göre, zorun artması durumunda yoğun kayma ve arayüzey hareketleri sonucu varyant arayüzeyleri birleşimi artarak en uygun yönelimli martensite grubu oluşmaktadır.

Şekil 3.22'de ise 120 dakika ısıtılma işlemi görmüş daha büyük kristal taneciklerine sahip numunelerde, %4.5 ve %7 oranında deformasyon sonrası meydana gelen ikizlenmeler verildi. Şekil 3.22 ve 3.20.b karşılaştırıldığında, büyük boyutlu austenite kristal tanelerinde daha fazla miktarda ikizlenmenin ortaya çıktığı görülmektedir. Bu sonuç literatürle uyum içerisindedir⁽⁵⁷⁾. Ayrıca Şekil 3.22.a'da deformasyon ikizlenmelerinin yanı sıra birbirine paralel şekilde kümelenmiş kayma (silip) çizgileri de dikkat çekmektedir.

Öte yandan Şekil 3.22.b'de farklı tanelerde (grain) farklı varyantların aktivasyonu sonucu oluşmuş martensite yapı görülmektedir. İğne şekilli ince martensite plakaları birbirleriyle iki boyutlu çapraz kesişme bölgelerine sahiptir. Bu resimde farklı kristalografik yönelime sahip tanelerde, farklı yönelimli martensite varyantların büyüdüğü görülmektedir. Taneler arasında martensite varyantların oluşumu tanelerin kristalografik yönelimine bağlıdır. Bu varyantlar uygulanan zor altında zora bağlı en uygun yönelimlerin birinde çekirdeklenerek büyür⁽⁴³⁾.



(a)



(b)

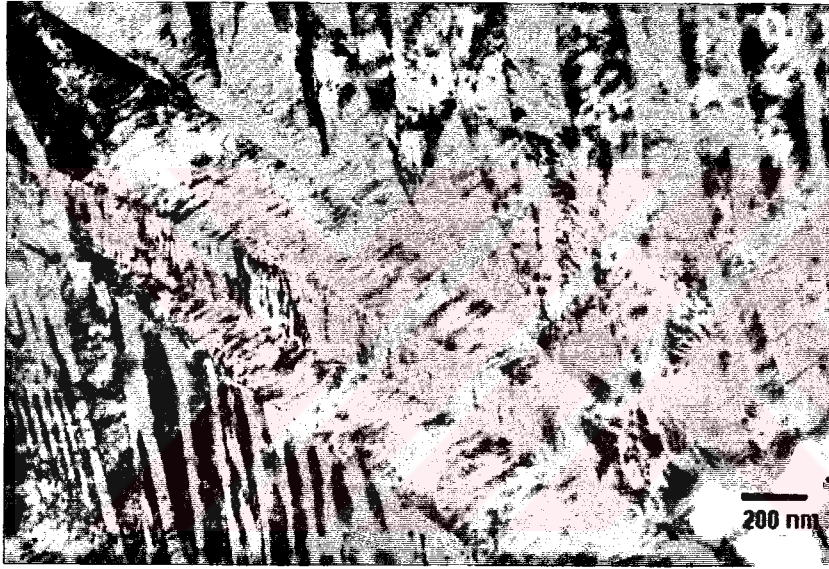
Şekil 3.22. 950 °C'de 120 dk. tavlانarak buzlu suda soğutulduktan sonra
a) %4.5 oranında deforme edilen D3 numunesinde, b) %7
oranında deforme edilen D4 numunesinde gözlenen
deformasyon ikizleri

3.2.3. Zor Etkili Martensite Yapının Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) İle İncelenmesi

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımlarında martensitik dönüşüm üzerinde deformasyon etkisi, öncelikle taramalı elektron mikroskop çalışmaları sonucu gerçekleştirilen yüzey gözlemleri ile incelendikten sonra Çizelge 3.4'te verilen numunelerin TEM çalışmaları yapıldı. Deformasyon etkisiyle martensite mikroyapıları üzerinde meydana gelebilecek değişimlerin incelenmesi doğrultusunda yapılan çalışmalar sonucu, numunelerden çekilen aydınlık alan görüntü ve kırınım desenleri yardımıyla deformasyon etkili martensite kristal yapıları tayin edildi.

950 °C'de 120 dakika ısıtılma işlemi görüp buzlu suda soğutulduktan sonra %4.5 oranında plastik deformasyona maruz bırakılan numunenin (D3) TEM incelemeleri sonucu, γ_1' ve β_1' olmak üzere iki tür martensite yapının deformasyon ikizleri ve iç ikizlenmeler şeklinde meydana geldiği görüldü. Şekil hatırlamalı alaşımlarda martensite dönüşüm mekanizmasının, makroskobik şekil değişimi en az olacak şekilde birbirinin şekil değişimini gideren varyant gruplar halinde gerçekleştiği bilinmektedir. Martensite yapıdaki numune, deforme edildiğinde dönüşüm esnasında oluşmuş varyant arayüzeylerin hareketi ile varyantların birleşimi ve ikizlenmeler ortaya çıkar. Sonuç olarak martensite yapı uygulanan zorun yönüne bağlı olacak şekilde en uygun yönelimi seçerek yeniden düzenlenir. Bu esnada zor yönünde büyük bir şekil değişimi gerçekleşir. Öte yandan varyant ikiz sınırlarının uygulanan zor altında hareket etmeleri nedeniyle varyant ikizler deformasyon ikizleri olarak ta anılırlar^(8,9,92). Bu durumda martensite yapıda deforme

edilmiş numunede gözlenebilecek en önemli morfolojik değişim, dış zor altında deformasyon ikizlerinin oluşmasıdır. %4.5 oranında deformasyona uğramış D3 numunesinde meydana gelmiş böyle bir oluşum Şekil 3.23'te verildi. Burada mızrak morfolojisinde ikizlenmiş martensite varyantlar, deformasyon ikizlerini oluştururken oldukça dar yapıda görülen martensite plakaları, deformasyonun etkisiyle yeniden yönelmiş martensitelerin bir sonucu olarak ortaya çıkmıştır⁽¹⁰⁷⁾.

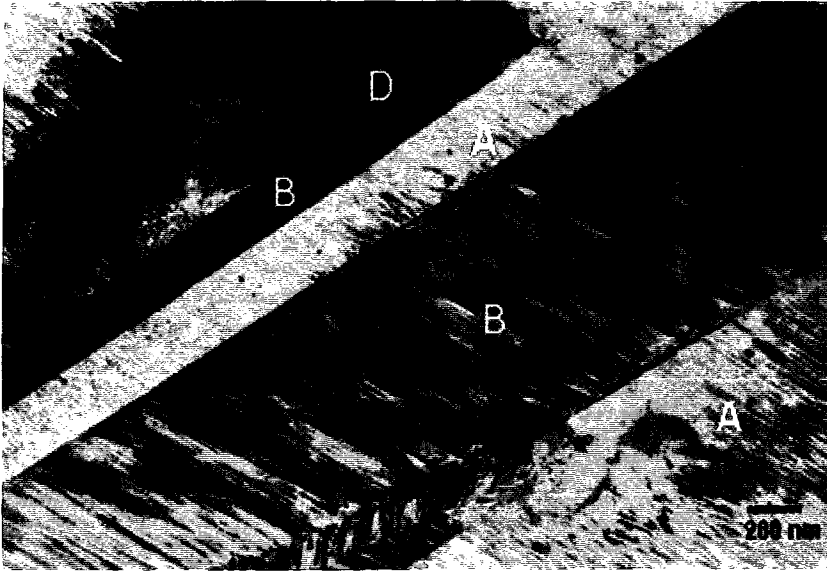


Şekil 3.23. %4.5 oranında deforme edilen D3 numunesinde oluşmuş deformasyon ikizleri ve yeni yönelimli martensite plakaları

Şekil 3.23'te görülen deformasyon ikizlenme oluşumu, çok sayıda varyant arayüzeyin uygulanan zor altında yüksek hareketlilik göstermesine imkan verir. Bu hareketlilik şekil hatırlama davranışında başrol oynar^(80,93). Öte yandan bu numuneyle aynı ısıtılma işlemine tabi tutulmuş ancak deforme edilmemiş N4 (Çizelge 3.1) numunesinin TEM gözlemlerinde, martensite

plakaların daha çok aralarında ikiz ilişkisi oluşturmayan rasgele yönelimli plakalardan oluştuğu görülmüştü (Şekil 3.9). Aynı ısıtma işlemi uygulanmasına rağmen, deforme edilmiş numunede ikizlenmeler şeklinde böyle bir oluşumun ortaya çıkması plastik deformasyon etkisini açıkça göstermektedir.

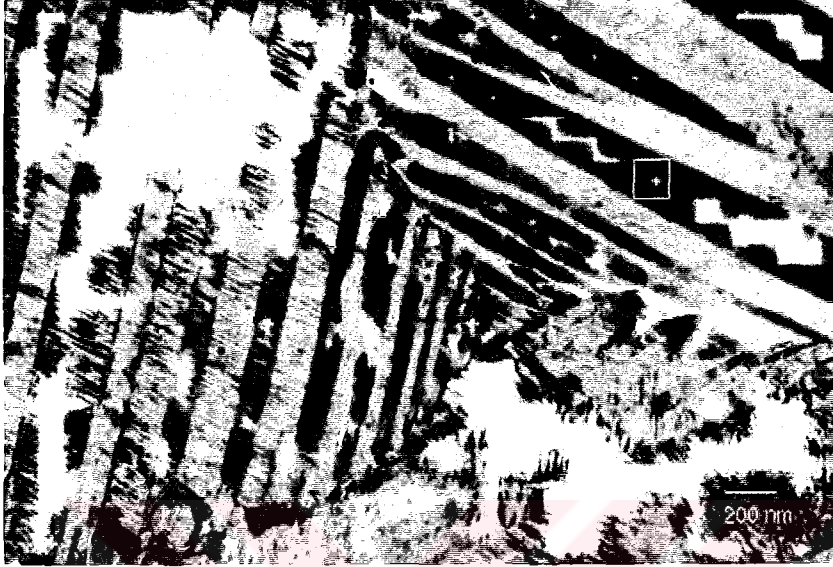
Şekil 3.24'te ise %4.5 deformasyon etkisiyle meydana gelmiş martensite plaka grubunda A, B ve D varyantlarına ait A/B, A/D ve B/D ikizlenmeleri görülmektedir. Bu varyantlar, içlerinde birbirine paralel şekilde uzanan ince yapılı yığılımlar ile birbirinden ayrılır. Bu yığılımlar, her bir varyant içinde farklı yönelime sahiptir ve içlerinde yığılma kusurları bulundurulur. B ve D varyantları aynı yönelime sahipken A varyantının yönelimi farklıdır. Bu farklılık aydınlık alan görüntüsünde, A varyantının farklı kontrasta sahip olması şeklinde kendini göstermektedir. Martensite varyant ikizler arasındaki sınır yüzeylerinin oldukça düzgün ve doğrusal yapılı olduğu dikkat çekmektedir. B/D (veya A/C) deformasyon ikizleri mızrak (spear) morfolojisinde iken A/D ikizleri çatal (fork) görünümüne sahiptir. Deformasyon sonrası gözlenen bu morfolojiler, termal etkili martensite varyant ikizlere ait morfolojilerle aynı görünüme sahiptir (Şekil 3.12). Öte yandan B/D ve A/D ikiz sınırları arasındaki açı yaklaşık 90° iken B/D ve A/B ikiz sınırları arasındaki açı 10° civarında olup bu değerler, Kısım 3.1.2'de verilen termal etkili varyant ikizlere ait açı değerleriyle aynıdır. Bu durumda uygulanan zorun etkisiyle varyant arayüzeylerinin hareketliliğine rağmen ikiz morfolojileri ve ikiz sınırları arasındaki açı değerleri değişmemiştir.



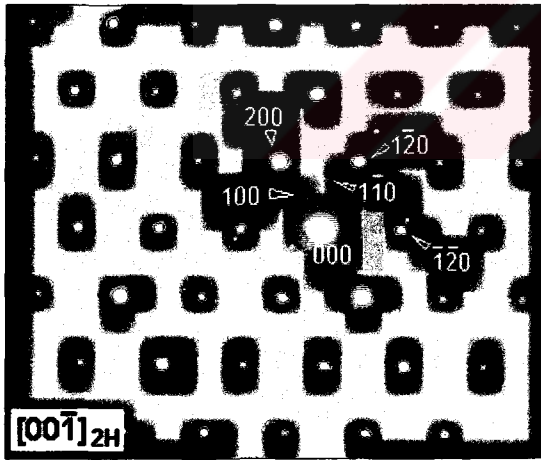
Şekil 3.24. 120 dk. ısıtıl işlem görüp %4.5 oranında deforme edilen D3 numunesinde B/D ve A/D deformasyon ikizleri

Öte yandan 120 dakika ısıtıl işlem görüp %4.5 oranında deforme edilen D3 numunesinden alınan kırınım desenlerinin analizi sonucu γ'_1 ve β'_1 olmak üzere iki tür martensite yapının meydana geldiği görüldü. İkizlenmiş γ'_1 martensite plakalarına ait aydınlık alan görüntüsü Şekil 3.25.a'da, plaka üzerinde seçilmiş bölgeden alınan elektron kırınım deseni ise Şekil 3.25.b'de verildi. Kırınım desenin analizi sonucu, γ'_1 martensite yapının $[00\bar{1}]$ zon eksenini sahip olduğu tespit edildi. Şekil 3.25.b'de verilen kırınım deseni, tek bir plaka üzerinden alınmasına rağmen burada bazı ikiz yansımalar görülmektedir. Bu yansımalar martensite plakada iç ikizlere aittir. Ayna yansıması simetrisine sahip olmayan bu ikiz yansımalar, tip II ikizlenmesini oluşturur^(9,16). Şekil 3.25.c'de ise 200 noktasından alınmış karanlık alan

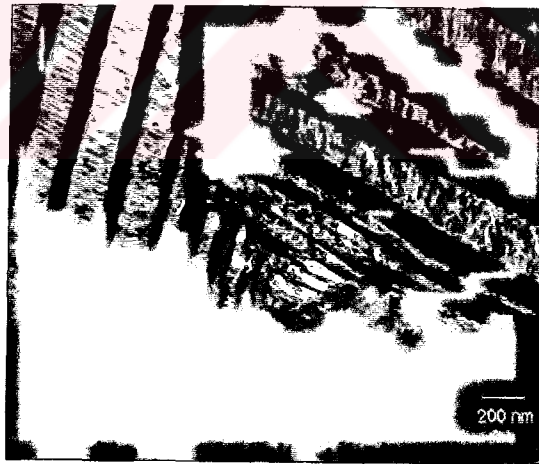
görüntüsü verildi. Bu görüntüden martensite varyantların aynı yönelime sahip olacak şekilde ikizlendiği görülmektedir.



(a)



(b)



(c)

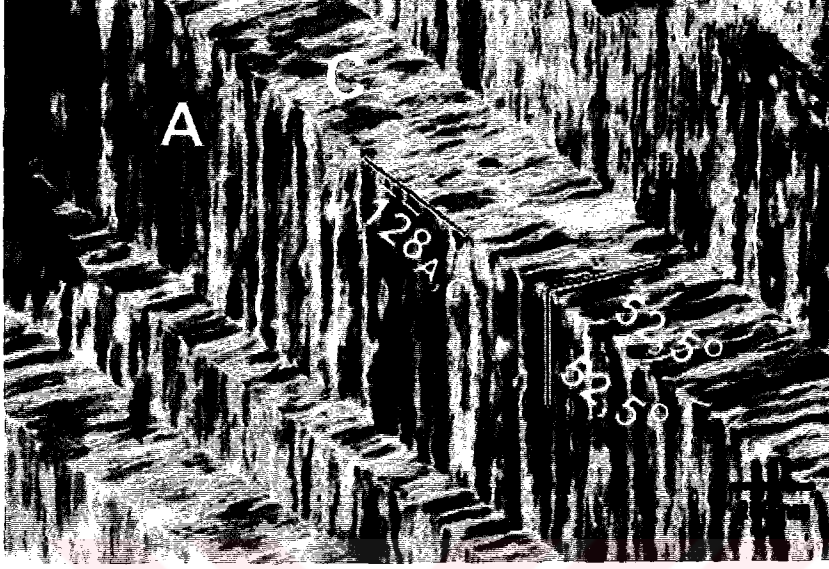
Şekil 3.25. a) %4.5 deformasyona uğramış D3 numunesinde ikizlenmiş γ'_1 martensite plakaları, b) Seçilmiş bölgeden alınan indislenmiş kırınım deseni, c) 200 noktasından alınmış karanlık alan görüntüsü

D3 numunesi üzerinde yapılan TEM çalışmaları sonucu $\gamma_1'(2H)$ martensitenin yanında $\beta_1'(18R)$ martensite yapının da bulunduğu görüldü. Bu numunenin farklı bölgesinden çekilmiş A/C (veya B/D) tip 18R martensite varyant ikizlere ait aydınlık alan görüntüsü ve ikizlenmiş difraksiyon örgüsü Şekil 3.26'da verildi. A/C birleşiminden alınan kırınım desenine göre zon eksenini, $[\bar{4}61]$ şeklinde bulunurken martensite varyantlarının $(\bar{1}28)$ düzlemine göre ikiz ilişkili olduğu görüldü. A/C ikizi arası $(\bar{1}28)$ sınır düzlemi, varyantlar arasında ayna yansıması simetrisine sahiptir ve bu tip ikizler Tip I yansıma ikizleri olarak bilinir. Şekil 3.26.a'da $(\bar{1}28)$ sınır düzlemi ile A, C varyantlarının bazal düzlemlerinin izleri arasındaki açı değerleri 52.5° olarak ölçülmektedir. Bu değerlerin birbirine eşit olması varyant bazal düzlemlerinin sınır düzlemine göre simetrik olduğunu gösterir. Böylece varyant kristal yönelimlerinin sınır düzlemine göre sahip olduğu ayna simetrisi, varyant bazal düzlemlerinin izlerinde kendini göstermiştir. Öte yandan $(\bar{1}28)_{18R}$ sınır düzlemi ana fazın $\{011\}$ düzlemlerinden birine paralel olacak durumdadır^(9,72). Birbiriyle ikiz ilişkili olan A ve C varyantları arasında

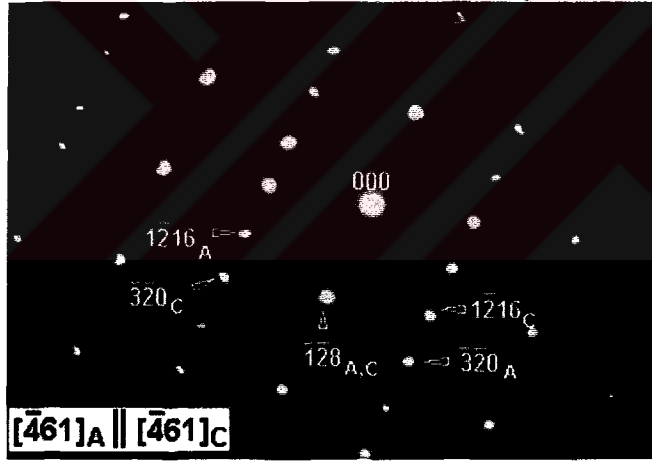
$$(\bar{1}28)_A \parallel (\bar{1}28)_C : [\bar{4}61]_A \parallel [\bar{4}61]_C$$

şeklinde yönelim bağıntısı görülmektedir. Bugüne kadar yapılan çalışmalarda 18R martensite yapılarda tip I yansıma ikizleri olarak bilinen A/C ikizleri için ikizlenme düzlemi, $(\bar{1}28)\beta_1'$ ve bir başka eşdeğer düzlem olan $(\bar{1}28)\beta_1'$ düzlemi bulunmuştur^(14,93). A/C tip ikizlenmeler için ilk yönelim bağıntısı Kajiwara ve Nishiyama tarafından $(\bar{1}28)_A \parallel (\bar{1}28)_C : [2\bar{1}0]_A \parallel [2\bar{1}0]_C$ şeklinde türetilirken daha

sonra yapılan çalışmalarla $(\bar{1}28)\beta_1'$ ikizlenme düzleminin $[801]$, $[041]$ ve $[\bar{2}92]$ yönelimlerinde ikizlenmiş kırınım deseni verdiği görülmüştür^(8,93,101).



(a)



(b)

Şekil 3.26. a) Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaışımında %4.5 deformasyon sonrası gözlenmiş 18R martensite varyant ikizleri (D3), **b)** $[\bar{4}61]$ yöneliminde ikizlenmiş kırınım deseni

Şekil 3.27'de ise %4.5 deformasyon uygulandıktan sonra meydana gelen yığılma hataları görülmektedir. Burada aynı yönelime sahip iki

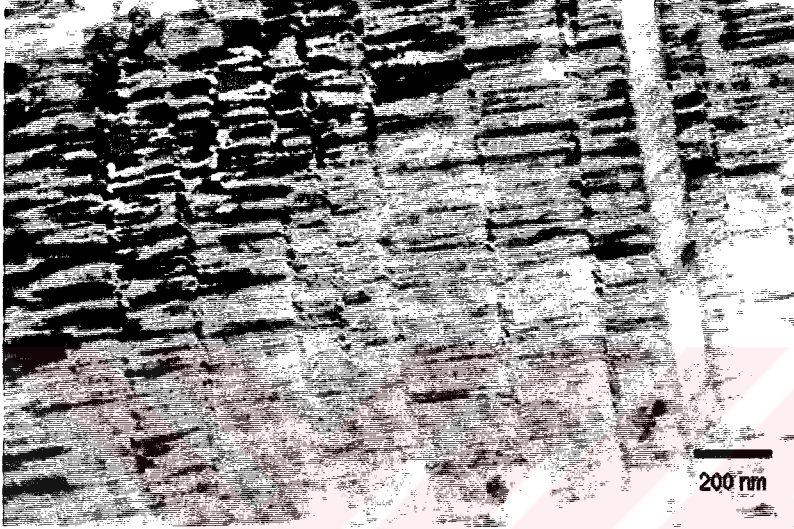
varyantın etkisiyle varyantlar arasında meydana gelen bu kusurlar, varyantlar içindeki yığılma aynı yönelime sahip değildir. Dolayısıyla bir bazal düzlem hatası olarak gözükmemektedir⁽¹⁰³⁾.



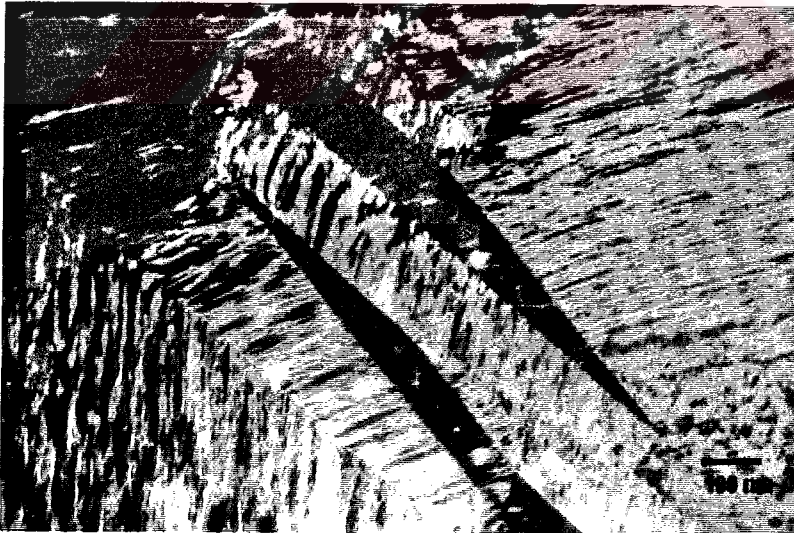
Şekil 3.27. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında %4.5 deformasyon sonrası gözlenmiş yığılma hataları (D3)

%4.5 oranında plastik deformasyona maruz bırakılan D3 numunesi incelendikten sonra zor öncesi aynı ısıtma işlemi görmüş ancak %7 oranında deforme edilmiş D4 (Çizelge 3.4) numunesinin TEM çalışmaları yapılarak artan deformasyon oranının martensite mikroyapıları üzerinde etkisi araştırıldı. Yapılan incelemeler sonucu deformasyon miktarının artmasıyla birlikte martensite varyantların uygulanan zora bağlı uygun yönelimleri tercih ettiği görüldü. Tercihli yönelimlerin meydana gelmesiyle beraber varyant yönelim sayısındaki azalma nedeniyle morfolojinin daha sade bir görünüm kazandığı tespit edildi. Şekil 3.28.a'da martensite yapının artan deformasyon ile birlikte kendisine en uygun yönelimi seçerek plakaların tane içinde birbirine paralel şekilde ve tek bir yönelimde dizildiği görülmektedir^(49,108-110).

%7 deformasyon sonrası benzer şekilde deformasyon ikizlerinin de meydana geldiği görüldü. %7 plastik deformasyon etkisiyle oluşan deformasyon ikizleri (varyant ikizler) Şekil 3.28.b'de verildi. Burada deformasyon miktarının artmasına rağmen ikiz morfolojisinin yine mızrak yapısına sahip olduğu görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 3.28. 120 dk. ısıt işlem görüp %7 oranında deforme edilen D4 numunesinde a) Aynı yönelimde birbirine paralel şekilde dizilmiş martensite plakaları, b) Deformasyon ikizleri

Öte yandan aynı numunede artan deformasyon miktarının dislokasyonlara neden olduğu ve dislokasyonların zorun etkisiyle yeniden düzenlendiği görüldü (Şekil 3.29).



Şekil 3.29. %7 oranında deforme edilmiş D4 numunesinde dislokasyon şebekesi

Daha önce belirtildiği gibi bu çalışmada zor numuneleri iki grup altında toplanmıştı. Bu numunelerden bir grubuna deformasyon öncesi, 950 °C'de 120 dakika ısıtıl işlem uygulanırken diğer gruba aynı sıcaklıkta 40 dakika ısıtıl işlem uygulanarak farklı tane boyutuna sahip malzeme elde edilmişti. Farklı tane boyutlu malzemeler üzerinde deformasyon etkisi yüzeysel olarak SEM gözlemleri ile ortaya konuldu. Bu etkiyi TEM ile araştırmak üzere 950 °C'de 40 dakika tavlaniıp buzlu suda hızlı soğutulan ve sonrasında % 4.5 oranında deformasyon uygulanan D1 numunesinin geçirmeli elektron mikroskop incelemesi yapıldı. TEM çalışmaları sonucu tane boyutunun deformasyon

davranışı üzerindeki etkisinin mikroyapı düzeyinde fark edilir düzeyde olmadığı görüldü. Bu numunede de benzer şekilde deformasyon ikizleri ve yeni yönelimli martensite varyantların meydana geldiği gözlemlendi. Şekil 3.30'da verilen aydınlık alan görüntüsünde %4.5 oranında deformasyona uğramış D1 numunesinde meydana gelmiş martensite yapı görülmektedir. Burada zorun etkisiyle matris içerisinde yeniden yönelmiş ince iğne yapılı martensite varyant oluşmuştur.



Şekil 3.30. 950 °C'de 40 dk. tavlانیp %4.5 deforme edilen D1 numunesinde biçimlenmiş ince iğne yapılı martensite varyant

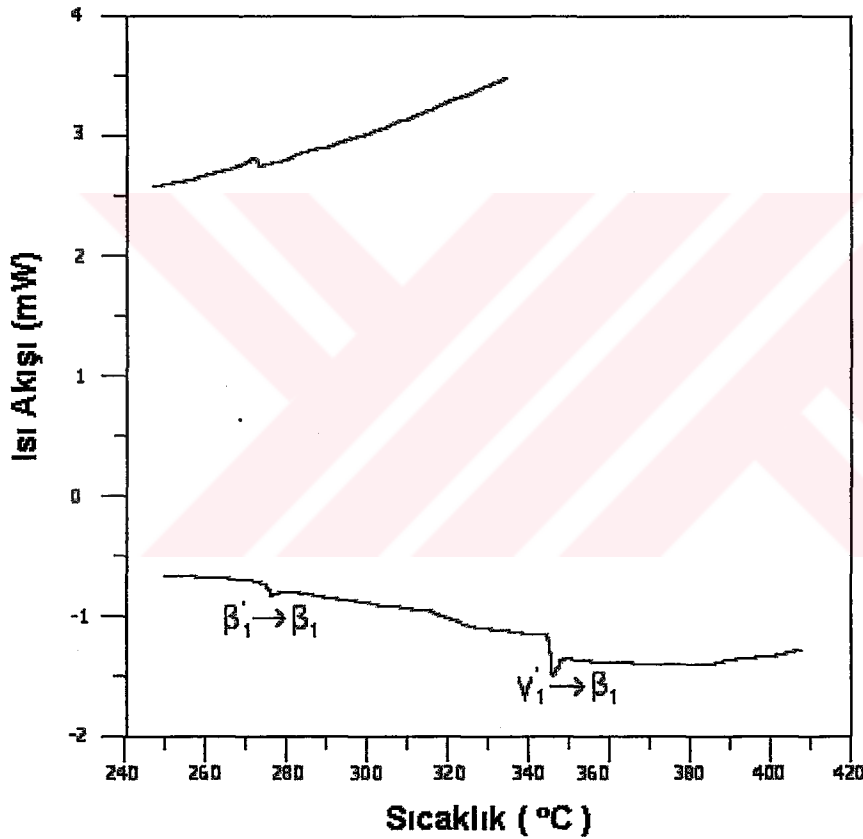
3.3. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) İle Dönüşüm Sıcaklıklarının Tayini

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite dönüşüm ve ters dönüşüm sıcaklıkları M_s , M_f , A_s ve A_f nin tayini için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) tekniği kullanıldı.

Daha öncede belirtildiği gibi Cu-Al-Ni alaşımlarında martensitik dönüşüm sıcaklıklarını etkileyen en önemli faktör alaşımın kompozisyonudur. Özellikle Al miktarının değişimi dönüşüm sıcaklıklarını önemli ölçüde etkiler^(19,20). Öte yandan dönüşüm sıcaklıkları, malzemenin tane boyutundan da etkilenir. Ancak bu etki alaşımın kompozisyon değişiminin ortaya çıkardığı sonuç kadar önemli değildir. Bugüne kadar yapılan bir çok çalışma ile austenite tane boyutlarının dönüşüm sıcaklıkları üzerinde küçükte olsa bir etkiye sahip olduğu görülmüştür. Ancak, dönüşüm sıcaklıklarında meydana gelen değişimin tane büyüklüğüne bağlı olduğu, özellikle Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Al ve Fe-Ni-C alaşımlarında 100 μm 'nin üzerindeki taneciklerin dönüşüm sıcaklıklarını etkilemediği tespit edilmiştir⁽¹⁸⁾.

Bir alaşıma uygulanan değişik ısı etkileriyle farklı tane boyutlarına sahip malzeme elde edilebilir. Bu çalışmada kullanılan Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımına Çizelge 3.1'de verilen farklı ısı etkileri uygulanarak, çok büyük bir fark olmamakla beraber farklı tane boyutuna sahip numuneler oluşturuldu. Ancak bu numunelerin SEM gözlemleri sonucu tane boyutlarını 800-900 μm gibi oldukça büyük boyutlarda olduğu görüldü. Büyük tane boyutlu malzeme daha küçük miktarda tane sınırı, yani daha az yüzey kusuru içereceğinden bu numunelerde dönüşüm sıcaklıklarının değişmeyeceği kanaatine varıldı.

Dolayısıyla Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımasının dönüşüm sıcaklıklarını tayin etmek için Çizelge 3.1'de verilen numunelerden yalnızca N4 numunesinin diferansiyel tarama kalorimetre eğrileri alınarak dönüşüm sıcaklıkları tayin edildi. 950 °C'de 2 saat homojenleştirilip buzlu su içerisinde hızlı soğutma işlemine tabi tutulan N4 numunesinden alınan örneğin, dakikada 5 °C lik ısıtma ve soğutma hızıyla DSC ölçümleri alındı. Elde edilen dönüşüm eğrileri Şekil 3.31'de verildi.



Şekil 3.31. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımasının DSC eğrileri

Şekil 3.31'de görüldüğü gibi soğutma sırasında tek bir pik oluşmasına karşılık ısıtma esnasında iki ayrı pik ortaya çıkmıştır. Isıtma sırasında biri

keskin diğeri ise yumuşak olacak şekilde oluşan bu piklerin, $\beta_1' \rightarrow \beta_1$ ve $\gamma_1' \rightarrow \beta_1$ tersinir dönüşümlerini birbirinden ayırdığı düşünülmektedir. Bu iki dönüşüm, $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ ve $\beta_1 \leftrightarrow \gamma_1'$ dönüşümleri arasında ortaya çıkan farklı sıcaklık histerezisleri yardımı ile birbirinden ayrılabilir. Sakamoto ve Shimizu'nin şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni alaşımı üzerinde yaptığı araştırmaya göre, $\beta_1 \leftrightarrow \gamma_1'$ dönüşümü için sıcaklık histerezisi yaklaşık 50 K iken $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ dönüşümü için bu değer yaklaşık 15 K olarak bulunmuştur. Benzer sonuçlar Cu-Zn-Al alaşımında da elde edilmiş ve $\beta_1 \leftrightarrow \gamma_1'$ dönüşümünün $\beta_1 \leftrightarrow \beta_1'$ dönüşümünden daha geniş bir histerezise sahip olduğu sonucuna varılmıştır^(11,13). Bu bilgiler ışığında; Şekil 3.31'de ısıtma esnasında ortaya çıkan ilk pik ikinci pike göre daha küçük bir histerezise sahip olması nedeniyle $\beta_1' \rightarrow \beta_1$ dönüşümünü gösterirken ikinci pik $\gamma_1' \rightarrow \beta_1$ tersinir dönüşümüne aittir.

Öte yandan sıcaklık histerezisi ana fazda martensite fazın ve martensite fazda ana fazın çekirdeklenme oluşumundan meydana gelir. Bu nedenle γ_1' martensitenin çekirdeklenmesi için gerekli sürücü kuvvetin β_1' için gerekli sürücü kuvvetten daha büyük olması beklenir⁽¹³⁾.

4. SONUÇ

Martensite faz dönüşümü, numune ana fazda iken sıcaklığın hızla düşürülmesi veya dışarıdan uygulanan mekanik zor etkisi ile ya da her iki etkinin birlikte uygulanması ile meydana gelir. Bu dönüşüm bazı alaşımlara şekil hatırlama gibi teknolojik özellik kazandırır. Bugüne kadar yapılan bir çok çalışma sonucu β -faz alaşımlarında görülen iç kusurlu (internally faulted) martensite yapıların şekil hatırlama özelliği sergilediği kanıtlanmıştır. Öte yandan iç kusurlu martensiteler termoelastik davranış sergilerler. Bu yapılar genellikle düzenli ana fazdan meydana geldiği için sıcaklık artırıldığında veya düşürüldüğünde martensite arayüzeyi, martensite yada ana faza dönme yönünde hareket eder. İç kusurlu martensiteler, alaşım sistemi ve kompozisyonuna bağlı olarak farklı yığılma düzeninde ortaya çıkarlar ve 2H, 3R, 9R veya 18R gibi uzun periyotlu yığılma düzeni ile temsil edilirler. Bu yapılarda birim hücre şekli sıkı-paket katmanların sayısına bağlıdır^(7,9,99).

Bu araştırmada kullanılan şekil hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımı termoelastik martensitik dönüşüm gösterir. Austenite yapıdan martensite yapıya geçiş atermal özelliğe sahiptir ve dönüşüm zamandan bağımsız olacak şekilde sıcaklığa bağlı olarak gerçekleşir. Bu çalışmada, Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında termal etkili martensitik dönüşümler ve bu dönüşümler üzerinde ısısal davranış etkileri ile deformasyon etkisi incelendi.

Termal etkili martensitik dönüşüm ve dönüşüm üzerinde soğutma hızının, austenite yapıya uygulanan ısı işlem sıcaklığının ve ısı işlem süresinin etkisini araştırmak amacıyla alaşımdan alınan numunelere farklı ısı

işlemler uygulandı (Çizelge 3.1). Bu numunelerin yapılan yüzey gözlemleri sonucu şu sonuçlar elde edildi.

Yüksek sıcaklıklardan (950°C, 650°C) alınarak buzlu su veya kaynayan suda hızlı soğutma sonucu alaşım yüzeyinde martensite kristalleri görülürken fırında yavaş soğutma işlemi sonrası austenite taneleri gözlemlendi. Bilindiği gibi alaşımlar, atomların difüzyonlu bir oluşumla yer değiştiremeyecekleri kadar hızlı bir şekilde soğutulduklarında martensitik dönüşüm gösterirler. Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında buzlu su ve kaynayan suda gerçekleşen soğutma hızı difüzyonsuz oluşum için kafi gelirken fırında yavaş soğutma esnasında oluşan soğutma hızı böyle bir oluşum için yeterli değildir. Sonuç olarak Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensitik dönüşümler üzerinde soğutma hızı etkilidir.

Alaşıma uygulanan farklı ısı işlemler sonucu austenite tane (grain) boyutlarının küçük oranlarda değiştiği görüldü. A_f sıcaklığının üzerinde farklı sıcaklıklarda uygulanan ısı işlemler sonucu, ısı işlem sıcaklığı yükselirken tane boyutlarının arttığı, benzer şekilde aynı sıcaklıkta (950 °C) farklı sürelerde uygulanan ısı işlemler sonucu ise ısı işlem süresinin artması paralelinde taneciklerin büyüdüğü gözlemlendi. Ayrıca alaşıma uygulanan farklı soğutma işlemleri sonucu ise soğutma hızı arttıkça tane boyutlarının küçüldüğü görüldü. Genel anlamda oluşan taneciklerin, ortalama 800-900 μm gibi oldukça büyük değerde olduğu ve uygulanan farklı ısı etkileri sonucu tanelerde meydana gelen değişimin çok önemli derecede olmadığı tespit edildi. Bu durumda Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımına A_f sıcaklığının üzerinde

uygulanan farklı ısı etkilerinin, kristal tane boyutlarını çok önemli bir şekilde etkilemediği sonucuna varıldı.

Alaşıma uygulanan farklı ısı işlemler sonucu (Çizelge 3.1), fırında yavaş soğutma etkisi dışında uygulanan bütün etkilerle yüzde yüze yakın oranlarda martensitik dönüşümün gerçekleştiği gözlemlendi. Martensite yapıya ait yüzey gözlemlerinde, alaşımın farklı sıcaklık ve farklı sürelerde tavlanmasına rağmen martensite yapının aynı yüzey morfolojilerinde ortaya çıktığı görüldü ve austenite yapıya uygulanan farklı ısı etkilerinin yüzey morfolojisini etkilemediği sonucuna varıldı. Martensite yapının yüzey morfolojisi olarak; V-şekilli, zik-zak şekilli, çubuk veya iğne şekilli ve birbirine paralel şekilde ikizlenmiş martensite plakalarından oluştuğu gözlemlendi.

Şekil hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımı, yüksek sıcaklıklardan dönüşüm sıcaklığının (M_s) altına soğutulduğunda, birbirinin şekil değişimini gideren varyant gruplar halinde termoelastik martensitik dönüşüm gerçekleşmiş ve her biri farklı yönelime sahip farklı plaka grupları meydana gelmiştir (Şekil 3.2). Bu varyant gruplar arasında ortaya çıkan yönelim farklılıkları taramalı elektron mikroskobu ile gözlemlendi ve bu farklı yönelimler sayesinde varyantlara ait şekil deformasyonlarının birbirini yok edeceği ve böylece net şekil değişiminin en aza ineceği sonucuna varıldı. Yapılan yüzey gözlemleri sonucu aynı gruba ait plakaların birbirine yaklaşık paralel olduğu ve bu paralellik sayesinde grupların birbirinden ayrıldığı görüldü. Ayrıca farklı plaka gruplarının yüzey morfolojilerinin de farklı olduğu gözlemlendi. Öte yandan aynı austenite taneciği içinde yönelimleri ve morfolojileri birbirinden farklı plaka gruplarının meydana geldiği ve martensite plakalarındaki büyümenin

tane sınırlarında durdurulduğu görüldü. Bu durumda tane sınırlarının geniş bir kusur bölgesi olması nedeniyle bir çok çekirdeklenme yerine sahip olduğu ve aynı tanede farklı martensite plakaların farklı noktalarda çekirdeklendiği sonucuna varıldı. Ayrıca tane sınırlarının martensite plakalarının büyümesini durdurarak plaka boyutlarını da etkilediği görüldü.

Çizelge 3.1'de verilen numunelerin TEM çalışmaları sonucu; SEM gözlemlerini doğrular biçimde fırında yavaş soğutulmuş numunenin austenite fazda, diğer bütün numunelerin ise martensite yapıda olduğu görüldü. Fırında soğutulmuş numunenin geçirmeli elektron mikroskop incelemeleri sonucu, Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında austenite yapının DO₃ süper örgü düzenli β_1 ana faz yapısında olduğu tespit edildi. B.c.c. kristal yapıya sahip ana fazın örgü parametresi, ortalama $a_0 = 5.97 \text{ Å}$ olarak hesaplandı.

Cu-%11.93Al-%3.78Ni alaşımında termal etkili martensite mikroyapıları, kaynayan su veya buzlu suda hızlı soğutma işlemine tabi tutulmuş numunelerin TEM çalışmaları sonucu ortaya konuldu. Alaşıma uygulanan ısısal davranış etkilerine bağlı olarak $\gamma'_1(2H)$ ve $\beta'_1(18R)$ olmak üzere iki tür martensite yapının meydana geldiği görüldü. Oluşan martensite kristal yapıları, martensite plakalardan alınan elektron kırınım desenleri yardımıyla tanımlandı.

Alaşımanın 950 °C'de 60 dakika tavlانarak kaynayan suda soğutulması sonucu, DO₃(β_1) $\rightarrow$ M18R(β'_1) martensitik dönüşümünün meydana geldiği tespit edildi (Şekil 3.7). Martensite kristal yapı, ortorombik yapının [010] yöneliminden yararlanılarak tanımlandı. Martensite plaka üzerinden alınan [010] zon eksenine sahip kırınım deseninde (000) ve (0018) spotları arasında

rombohedral simetriden kaynaklanan iki spotun ortaya çıktığı görüldü. Bu spotların 18R martensite yapının (006) ve (0012) spotları olduğu ve örgü noktalarının 0.63 nm lik bir periyotla tekrarlandığı bulundu. 18R martensite yapı, normalde ortorombik birim hücreye sahip olmasına karşın birim hücrenin monoklinik yapıda olduğu görüldü. $[010]_{18R}$ yönelimine sahip kırınım deseninde, $(00\overline{18})$ ve (006) spotları arasındaki açı $\beta = 89.4^\circ$ olarak ölçüldü. Bu açı birim hücrenin a- ve c- eksenleri arasındaki açı olup ortorombik birim hücre için değeri 90° dir. Eksenler arasındaki β açısında gözlenen bu sapma, martensite birim hücrenin ortorombik $\rightarrow$ monoklinik şeklinde bir distorsiyona uğradığını gösterir. Bu distorsiyon; atomik düzen derecesi, atomların boyutları arasındaki farklar ve atomların farklı türden olması gibi etkiler nedeniyle, martensite temel düzleminde atomların düzenli hekzagonal diziliminden sapmaları sonucu gerçekleşir. Bu durumda martensite yapıda temel düzleme paralel (001) sıkı-paket yığılım düzlemleri ideal $a/3$ veya $2a/3$ konumlarında değil sapmalar sonucu $a/2.91$ veya $2a/2.91$ konumlarında yer alır. Bu sonuca göre martensite birim hücresi monoklinik ve M18R sembolü ile gösterilir. M18R martensite yapının birim hücre parametreleri; $\beta = 89.4^\circ$ olarak ölçülürken $a = 4.65 \text{ \AA}$, $b = 5.41 \text{ \AA}$ ve $c = 38.86 \text{ \AA}$ şeklinde hesaplandı. Öte yandan birim hücre parametrelerinin a/b oranı, 0.85 şeklinde hesaplanarak bu değer $\sqrt{3}/2$ den küçük olması nedeniyle ana fazın düzenli yapıya sahip olduğu sonucuna varıldı.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında 950°C 'de 60 dakika tavlama ve kaynayan suda soğutma sonrası β'_1 martensite yapı görülürken aynı sıcaklıkta 120 dakika tavlama ve buzlu suda soğutma sonucu $\beta'_1(18R)$ ve

$\gamma'_1(2H)$ olmak üzere iki tür martensite yapının oluştuğu görüldü. Bu martensite yapılar aynı tip ana fazdan meydana gelmelerine karşın sıkı-paket düzlemlerin yığılma düzeni ile birbirlerinden ayrılırlar. Öte yandan γ'_1 martensitenin çekirdeklenmesi için gerekli sürücü kuvvet β'_1 için gereken sürücü kuvvetten daha büyüktür⁽¹³⁾. Bu bilgiler ışığında alaşıma uygulanan iki ayrı ısıtma işlemi düşünülecek olursa, 950 °C'de 60 dakika tavlama ve kaynayan suda soğutma sonucu ortaya çıkan sürücü kuvvet, aynı sıcaklıkta 120 dakika tavlama ve buzlu suda soğutma sonucu oluşan sürücü kuvvetten daha küçüktür. O halde kaynayan suda soğutma sonrası oluşan sürücü kuvvet yalnız β'_1 martensite yapının oluşumunu sağlarken buzlu suda soğutma esnasında kazanılan kuvvet her iki martensite yapının meydana gelmesi için yeterli olmuştur. Bu durumda, Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında oluşan martensite yapının alaşıma uygulanan ısıtma işlemi göre değişebileceği sonucu çıkar. Buzlu suda soğutma sonucu oluşan β'_1 ve γ'_1 martensite yapıları kırınım desenlerinin analizi sonucu tanımlandı. 2H ve 18R martensite yapıların [010] yönelimine sahip kırınım desenlerinin birbirinden farklı olduğu görüldü (Şekil 3.7.b, Şekil 3.9.b) ve bu farklılık yardımıyla martensite yapılar birbirinden ayrıldı. 2H martensitenin [010] yöneliminde (000) ve (0018) spotları arasında rombohedral simetriye sahip 18R düzeni için yasaklanmış spot durumunda bulunan tek bir spot gözlemlendi ve bu spotun hekzagonal simetriye sahip 2H yapısının (001) noktası olduğu belirlendi. Öte yandan 18R martensite için kırınım deseninde atomların tekrarlanma periyodu 0.63 nm iken 2H düzeni için bu periyot 0.43 nm civarında hesaplandı.

TEM çalışmaları sonucu Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında termoelastik martensitik dönüşümün birbirinin şekil değişimini gideren varyant gruplar halinde (self-accommodating) gerçekleştiği görüldü. 950 °C'de 60 dakika tavlama ve buzlu suda hızlı soğutma sonucu meydana gelen martensite yapının A, B, C, D varyantlarını içerecek şekilde varyant gruplardan oluştuğu gözlemlendi (Şekil 3.11). Ortaya çıkan plaka gruplarda martensite varyantların çiftler halinde bulunduğu ve bazı varyant çiftler arasında özel ikiz ilişkilerinin söz konusu olduğu görüldü. Öte yandan farklı plaka grupları arasında 90° ve 60° tip kombinasyonlar gözlemlendi. Aynı plaka grubunda A, C ve D varyantlarının bir arada bulunduğu, varyantlar arasında A/C kombinasyonunun mızrak morfolojisinde, A/D kombinasyonunun ise çatal morfolojisinde ortaya çıktığı görüldü (Şekil 3.12). Varyant arayüzeyleri arasında ortaya çıkan açı değerleri; A/C ve A/D tip arayüzeyleri arasında 90°, A/C ve C/D arayüzeyleri arasında yaklaşık 10° olarak ölçülürken, A/D ve C/D tip arayüzeyleri arasında yaklaşık olarak 100° civarında ölçüldü. Bu değerlerin literatürle uyumlu olduğu görüldü^(91,93). Martensite varyant çiftlere ait kırınım desenleri üzerinde yapılan analizler sonucu ise varyantlar arasında tip I ve tip II ikizlenmelerinin meydana geldiği belirlendi. 2H martensite yapının A ve C varyantlarının $(\bar{1}21)$ düzlemine göre ikiz ilişkili olduğu, varyantlar arasındaki bu sınır düzleminin ayna yansıması simetrisine sahip olduğu gözlemlendi (Şekil 3.13). Tip I yansıma ikizleri olarak sınıflandırılan bu ikizler arasında,

$$(\bar{1}21)_A \parallel (\bar{1}21)_C : [2\bar{1}0]_A \parallel [2\bar{1}0]_C$$

şeklinde yönelim bağıntısı bulundu. Bu bağıntının literatürde yer alan yönelim bağıntılarına uyduğu görüldü^(15,93).

Öte yandan 18R martensite yapıda tip II ikizlenmesi tespit edildi (Şekil 3.14). A/B varyant çiftinden alınan kırınım deseninin ayna simetrisine sahip ikizlenmiş örgü yansıması vermediği görüldü ve bu ikizlenmenin yansıma ikizi olmadığı sonucuna varıldı. Ayrıca tip II ikizini oluşturan varyantların, tip I yansıma ikizlerinde olduğu gibi aynı yönelime sahip olmadıkları belirlendi. Öte yandan varyant ikizlenmelerin yanı sıra örgüyü değiştirmeyen kesmenin (lattice invariant shear) bir sonucu olarak 2H martensite ait dönüşüm ikizlerinin (iç ikizler) de ortaya çıktığı görüldü. Gerek varyant ikizlenmeleri gerekse dönüşüm ikizlenmeleri şekil hatırlama etkisi için oldukça önemlidir. İkiz arayüzeyleri, uygulanan zor altında yüksek hareketlilik sergileyerek şekil hatırlama davranışında önemli bir rol üstlenirler^(17,93).

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında meydana gelen martensite yapıların bünyesinde bazı kusurlar bulunduğu gözlemlendi (Şekil 3.16). Martensite plakalar içinde bazal düzlem boyunca gerçekleşmiş birbirine paralel yığılımlar arasında yığılma kusurları görülürken bazal olmayan düzlemler boyunca da kusurların oluştuğu görüldü. Yığılım kusurlarından başka dislokasyon şebekelerinin varlığına da rastlandı.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında, austenite tane büyüklüğünün alaşımın mekanik özellikleri üzerinde etkisi mekanik test yöntemleri ile araştırıldı. Austenite tane büyüklüğünün, alaşımın mekanik özelliklerini nasıl değiştirdiği incelenirken kristal taneciklerini elde etmek için alaşıma uygulanan ısıtılma sıcaklığı ve süresinin, tane büyüklüğü üzerinde küçükte

olsa etkili olduğu anlaşıldı. Isıl işlem sıcaklığı sabit tutularak ısıtma süresinin değiştirilmesiyle elde edilen numuneler üzerinde yapılan basma zoru deneyleri sonucunda, ısıtma süresindeki artışın alaşımın basma dayanımını yükseltirken zorlanma miktarını düşürdüğü görüldü (Çizelge 3.3). Bu durumda, alaşımda bulunan noktasal kusurlar, dislokasyonlar ve safsızlık atomlarının kristal içerisindeki tane içlerinden ziyade tane sınırlarında toplanacağı düşünüldüğünden, taneciklerin küçük olması alaşımın zorlanmasını artırır ve kristal tane boyutları alaşımın mekanik özelliklerini değiştirir sonucuna varıldı. Ayrıca ısıtma sıcaklığının mekanik özellikler üzerindeki etkisini incelemek için yapılan deneyler sonucunda ise farklı sıcaklıklarda tavlama sonrası alaşımın zor-zorlanma davranışının farklılık gösterdiği, düşük sıcaklıklarda (650 °C) gevrek malzeme davranışı sergilerken (Şekil 3.17.c) yüksek sıcaklıklarda tavlama sonucu bir esneklik kazandığı görüldü (Şekil 3.17.a). Öte yandan yapılan deneylerle martensite yapının zorlanmasının austenite yapıdan daha büyük olduğu belirlendi.

Şekil hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite yapı üzerinde deformasyon etkisi mikroskopik yöntemler kullanılarak açığa kavuşturuldu. Alaşımın martensitik durumda, oda sıcaklığında plastik deformasyona uğratılması sonucu; ikizlenmeler, martensite varyantlara ait arayüzey hareketleri ve varyantların uygun yönelimlerde birleşimi gibi oluşumların gerçekleştiği ve martensite plakaları arasında deformasyon etkili yeni martensite plakaların meydana geldiği görüldü (Şekil 3.19.a).

Uygulanan ısıtma işlemlerden sonra farklı büyüklükte deformasyon etkisine maruz bırakılan numunelerin makroskopik boyutta yapılan yüzey

gözlemleri sonucu; yeterli kesme zoru etkisiyle kristal düzlemlerinin birbiri üzerinden hareketi ile meydana gelen kayma düzlemlerinin açığa çıktığı ve bu kayma düzlemlerinin yüzeydeki izlerinin birbirlerine yaklaşık paralel olduğu görüldü. Alaşıma uygulanan %4.5 deformasyon sonucunda, termal etkili martensite plakaları arasında yeni morfolojilerde yeni martensite plakaların meydana geldiği ve bu yeni oluşumların tane sınırlarında başladığı gözlemlendi (Şekil 3.18). Deformasyon etkisiyle martensite yapının bazı bölgelerde deformasyon ikizleri şeklinde kendini gösterdiği belirlendi. Öte yandan martensite yapının yaklaşık %4.5 oranında plastik deformasyona uğratılmasına rağmen bazı termal etkili martensite plakaların morfolojilerini koruduğu gözlenirken bazı plakaların, kayma yönünde birleşerek daha kalın plakalar meydana getirdiği görüldü (Şekil 3.19.b).

Deformasyon miktarı %7'ye artırıldığında ise kayma miktarının artması ve martensite varyantların uygun yönelimlerde birleşimi sonucu martensite makro yapısının tamamen yeniden düzenlendiği ve martensite morfolojisinin etkili bir şekilde değiştiği görüldü. Ayrıca artan zor miktarına paralel olarak deformasyon ikizlenmelerinin de yoğunlaştığı belirlendi (Şekil 3.20).

Deforme edilmemiş martensite yapı ve %4.5 ile %7 deformasyona uğramış martensite yapıları karşılaştırıldığında; deforme edilmemiş termal etkili yapının daha fazla sayıda farklı martensite yönelimlerine sahip olduğu ve deformasyon miktarındaki artma ile yönelim sayısının azaldığı tespit edildi. Sonuç olarak, martensite yapı deforme edildiğinde martensite plakaların yeniden düzenlendiği, martensite plakaların zorun etkisiyle en uygun tercihli yönelimlerde meydana geldiği ve artan deformasyon miktarı ile farklı yönelim

sayısının azaldığı anlaşıldı. Ayrıca martensite varyantların yönelimini belirlemede tanelerin yöneliminin etkili olduğu, martensite varyantların oluşumunun tanelerin kristalografik yönelimine bağlı olduğu ve varyantların uygulanan zor altında en uygun yöneleimde çekirdeklenerek büyüdüğü sonucuna varıldı.

Öte yandan farklı tane boyutlu malzeme üzerinde deformasyon etkisinin araştırılması sonucu, tane boyutu büyük malzemede deformasyon etkisiyle daha fazla ikizlenmelerin meydana geldiği görüldü (Şekil 3.22.a). Sonuç olarak, tane boyutu büyük olduğunda tane içerisinde daha uzun kaymaların gerçekleştiği ve daha fazla miktarda ikizlenmelerin oluştuğu anlaşıldı.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensite yapı üzerinde deformasyon etkisi, makroskobik olarak araştırıldıktan sonra deformasyonun martensite mikroyapıları üzerinde etkisi TEM çalışmalarıyla incelendi. Yapılan araştırmalar sonucu deforme edilmiş martensite yapıların rasgele yönelimler yerine tercihli yönelimlerde meydana geldiği görüldü. Özellikle termal etki sonucu bazı martensite plakaların rasgele yönelimlerde oluşmasına karşın uygulanan deformasyon ile matensite plakaların kendileri için en uygun yönelimi seçerek yeniden düzenlendiği anlaşıldı. Mikroyapı incelemelerinde, varyant arayüzeylerinin hareketleri sonucu deformasyon ikizlerinin oluştuğu ve iç ikizlenmelerin meydana geldiği görüldü. Ortaya çıkan deformasyon ikiz morfolojilerinin, termal etki sonucu gözlenen varyant ikizler ile genelde aynı olduğu gözlemlendi.

Deformasyona maruz bırakılmış martensite yapılar üzerinden alınan kırınım desenlerinin analizi sonucu ise β'_1 ve γ'_1 martensitelerin her ikisinin de bulunduğu tespit edildi. %4.5 deformasyon sonrası γ'_1 martensite yapının iç ikizlenmeler şeklinde meydana geldiği görülürken β'_1 martensite varyantların, tip I yansıma ikizleri şeklinde ikizlendiği belirlendi. β'_1 martensitenin A ve C (veya B ve D) varyantlarının $(\bar{1}28)_{18R}$ düzlemine göre ikiz ilişkili olduğu ve bu düzlemin ayna yansıma simetrisi göstererek tip I yansıma ikizi oluşturduğu tespit edildi (Şekil 3.26). A ve C varyantları arasında

$$(\bar{1}28)_A \parallel (\bar{1}28)_C : [\bar{4}61]_A \parallel [\bar{4}61]_C$$

şeklinde yeni bir yönelim bağıntısı tanımlandı.

Deformasyon miktarı %7 oranına artırıldığında ise benzer şekilde martensite yapının deformasyon ikizlerinden oluştuğu, ancak oluşan yapının daha az yönelime sahip olduğu görüldü. Öte yandan artan deformasyon miktarıyla birlikte martensite plakaların aynı tane (grain) içinde tek bir yönelimde ve birbirine paralel şekilde dizildiği gözlemlendi (Şekil 3.28.a). Bu gözlemler sonucunda artan deformasyon miktarıyla beraber martensite plakaların tercihli yönelimlerde oluştuğu anlaşıldı. Ayrıca deformasyon miktarındaki artmanın dislokasyonlar gibi kristal kusurlarının oluşmasına neden olduğu görüldü.

Sonuç olarak, termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımının, martensitik durumda uygulanan basma zoru ile farklı büyüklüklerde deformasyona uğratılması

sonucu makroskobik şekil değişimi meydana getirecek şekilde önemli düzeyde etkiler gözlemlendi.

Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımında martensitik dönüşüm ve ters dönüşüm sıcaklıkları ise DSC ölçümleri sonucu tayin edildi. Alaşıma uygulanan termal çevrim sonucu soğutma esnasında tek pik gözlenirken ısıtma sırasında iki ayrı pikin oluşumuna rastlandı (Şekil 3.31). Bu pikler soğutma sırasında elde edilen martensite dönüşüm piki ile oluşturdukları sıcaklık histerezi yardımı ile birbirinden ayrıldı. Soğutma sırasında ortaya çıkan martensite dönüşüm piki ile dar bir histerezis oluşturan ilk pik $\beta'_1 \rightarrow \beta_1$ ters dönüşüm piki olarak tanımlanırken ikinci pik daha geniş bir sıcaklık histerezi oluşturduğu için $\gamma'_1 \rightarrow \beta_1$ dönüşüm piki olarak tanımlandı. Öte yandan sıcaklık histerezisinin ana fazda martensite fazın, martensite fazda ise ana fazın çekirdeklenme oluşumundan meydana geldiği bilindiğinden, γ'_1 martensitenin çekirdeklenmesi için gerekli sürücü kuvvetin β_1 için gerekli sürücü kuvvetten daha büyük olması gerektiği sonucuna varıldı. Elde edilen bu sonuç, Cu-%11.92Al-%3.78Ni alaşımına aynı sıcaklıkta ısıtma işlemi uygulanmasına karşın kaynayan suda soğutma sonucu β'_1 martensite yapı meydana gelirken buzlu suda soğutma sonucu β'_1 ve γ'_1 olmak üzere her iki martensite yapının meydana gelme nedenini açıkça ortaya koymuştur.

KAYNAKLAR

1. L. Kaufman and M. Cohen, Prog. Metal Phys., **7**, 165(1958).
2. J.W. Christian, The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Pergamon Press, London, 1975.
3. D.A. Porter, K. E. Easterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, Chapman and Hall, London , 1981.
4. Z. Nishiyama, Martensitic Transformations, Academic Press, London, 1978.
5. J. Ortin and A. Planes, Acta Metall., **37**, 1433(1989).
6. R. J. Salzbrenner and M. Cohen, Acta Metall., **27**, 739(1979).
7. S. Miyazaki and K. Otsuka, ISIJ International, **29**, 353(1989).
8. T. Saburi, C. M. Wayman, K. Takata and S. Nenno, Acta Metall., **28**, 15(1980).
9. T. Saburi and C. M. Wayman, Acta Metall., **27**, 979(1979).
10. K. Otsuka, H. Sakamoto and K. Shimizu, Acta Metall., **27**, 585(1979).
11. S. Sugimoto, H. Sakamoto, T. Hara and H. Tsuchiya, J. de Phys. IV, **5**, C8-925(1995).
12. D. Liu, H. Hashimoto, J. of Mater. Sci., **32**, 1657(1997).
13. H. Sakamoto and K. Shimizu, ISIJ International, **29**, 395(1989).
14. F. C. Lovey, G. V. Tendeloon, J. V. Landuyt and S. Amelinckx, Scripta Metall., **19**, 1223(1985).
15. H. Y. Peng, Y. D. Yu and D. X. Li, Acta Mater., **45**, 5153(1997).
16. T. Hara, T. Ohba, S. Miyazaki and K. Otsuka, Mater. Trans. JIM, **33**, 1105(1992).
17. K. Otsuka and K. Shimizu, Trans. JIM, **15**, 109(1974).

18. C. L. Castillo, B. G. Mellor, M. L. Blazquez and C. Gomez, *Scripta Metall.*, **21**, 1711(1987).
19. V. Recarte, R. B. Perez-Saez, E. H. Bocanegra, M. L. No, J. S. Juan, *Mater. Sci. Eng.*, **A273**, 380(1999).
20. V. Recarte, R. B. Perez-Saez, E. H. Bocanegra, M. L. No and J. S. Juan, *Metall. Mater. Trans. A*, **33A**, 2581(2002).
21. T. Otsuka, M. Tokonami, K. Shimizu, Y. Iwata and I. Shibuya, *Acta Metall.*, **27**, 965(1979).
22. K. Okamoto, S. Ichinose, K. Morii, K. Otsuka and K. Shimizu, *Acta Metall.*, **34**, 2065(1986).
23. H. Horikawa, S. Ichinose, K. Morii, S. Miyazaki and K. Otsuka, *Metall. Trans. A*, **19A**, 915(1987).
24. C. Picornell, J. Pons and E. Cesari, *Acta Mater.*, **49**, 4221(2001).
25. Z. Xiangyang, S. Qingping, Y. Shouwen, *J. of the Mech. Phys. of Solids*, **48**, 2163(2000).
26. M. A. Morris, *Acta Metall. Mater.*, **40**, 1573(1992).
27. M. A. Morris and T. Lipe, *Acta Metall. Mater.*, **42**, 1583(1994).
28. D. R. Askeland, *The Science and Engineering of Materials*, Chapman and Hall, London, 1990.
29. A. L. Roytburd, *J. de Phys. IV*, **5**, C8-21(1995).
30. V. V. Letuchev, V. P. Vereshchagin, I. V. Alexina and M. P. Kashchenko, *J. de Phys. IV*, **5**, C8-151(1995).
31. M. J. Hytch, P. Vermaut, J. Malarria and R. Potier, *Mater. Sci. Eng.*, **A273**, 266(1999).
32. A. Artemev, Y. Wang and A. G. Khachaturyan, *Acta Mater.*, **48**, 2503(2000).
33. K. K. Jee, S. H. Baik, B. J. Lee, M. C. Shin and C.S. Choi, *Scripta Metall. Mater.*, **33**, 1901(1995).

34. T.N.Durlu, J. Mater. Sci., **36**,5665(2001).
35. J. W. Christian, G. B. Olson and M. Cohen, J. de Phys. IV, **5**, C8-151(1995).
36. C.M. Wayman, Introduction to The Crystallography of Martensitic Transformations, The Macmillan Company, New York, 1964.
37. A.G. Khachaturyan, Theory of Structural Transformations in Solids, John Wiley, New York, 1983.
38. P.C.Clapp, J. de Phys. IV, **5**, C8-21(1995).
39. J.F. Breedis and L. Kaufman, Metall. Trans., **2**, 2359(1971).
40. A. Borgenstam, Mater. Sci. Eng., **A273**, 425(1999).
41. S. Kajiwara, Mater. Trans. JIM, **33**, 1027(1992).
42. Z. G. Wei, H. Y. Peng, D. Z. Yang, C. Y. Chung and J. K. L. Lai, Acta Mater., **44**, 1189(1996).
43. K. Gall, H. Sehitoglu, H. J. Maier and K. Jacobus, Metall. Mater. Trans. A, **29A**, 765(1998).
44. I. Karaman, H. Sehitoglu, H. J. Maier and M. Balzer, Metall. Mater. Trans. A, **29A**, 427(1998).
45. T. N. Durlu, J. Mater. Sci., **31**, 2585(1996).
46. W. Bollman, Crystal Defect and Crystalline Interfaces, Siproinger-Verlag, Berlin, 1970.
47. T. Mura, Micromechanics of Defect in Solids, Martinus Nijhoff Publishers, Datrecht, 1982.
48. J. Perkins, J. de Phys., **C4**, 697(1982).
49. J. Spielfeld and E. Hornbogen, J. de Phys. IV, **5**, C8-817(1995).
50. R. Romero and A. Somoza, Mater. Sci. Eng., **A273**, 572(1999).
51. L. Manosa, M. Jurado, A. Gonzales, E. Obrado, A. Planes, J. Zarestky, C. Stassis, R. Romero, A. Somoza and M. Morin, Acta Mater., **46**, 1045(1998).

52. J. P. Hirth and J. Lothe, Theory of Dislocations, Second Edition, A Wiley – Interscience Publication, New York, 1982.
53. R. W. K. Honeycombe, The Plastic Deformation of Metals, Edward Arnold Ltd, Cambridge, 1968.
54. D. Hull, Introduction to Dislocation, Pergamon Pres, London, 1965.
55. G.B. Olson and M. Cohen, Metall. Trans. A, **7A**, 1915(1976).
56. G.B. Olson and M. Cohen, Metall. Trans. A, **7A**, 1897(1976).
57. E. El-Danaf, S. R. Kalidindi and R. D. Doherty, Metall. Mater. Trans. A, **30A**, 1223(1999).
58. T. Suzuki, S. Nakamoto, Mater. Sci. Eng., **A273**, 549(1999).
59. L. Lu, M. O. Lai and A. S. Lim, Scripta Mater., **34**, 157(1996).
60. C. H. Chen, T. F. Liu, Scripta Mater., **47**, 515(2002).
61. M. Ahlers, Z. Phys., **B 99**, 491(1996).
62. L. Delaey and M. Chandrasekaran, Scripta Metall. Mater., **30**, 1605(1994).
63. E. Obrado, L. Manosa, A. Planes, R. Romero and A. Somoza, Mater. Sci. Eng., **A273**, 586(1999).
64. B. A. Bilby and J. W. Christian, J. of the Iron Steel Ins., **197**, 1911(1961).
65. H. K. D. H. Bhadeshia, Worked Examples in the Geometry of Crystals, London, 2001.
66. F. C. Frank, Acta Metall., **1**, 15(1953).
67. C. M. Wayman, J. Less-Common Met., **28**, 97(1972).
68. C. M. Wayman, Metall. Mater. Trans. A, **25A**, 1787(1994).
69. M. A. Jaswon and J. A. Wheeler, Acta Cryst, **1**, 216(1948).
70. M.S. Wechsler, D.S. Lieberman and T.A. Read, J. of Met., 1503 (1953).
71. D.S. Lieberman, M.S. Wechsler and T.A. Read, J. Appl. Phys., **26**, 473(1955).

72. J.S. Bowles and J.K. Mackenzie, *Acta Met.* **2**, 129(1954).
73. J.K. Mackenzie and J.S. Bowles and, *Acta Met.* **2**, 138(1954).
74. J. S. Bowles and J. K. Mackenzie, *Acta Met.* **2**, 244(1954).
75. J.S. Bowles and D.P. Dunne, *Met. Sci. J.*, **7**, 118(1973).
76. G. B. Olson and M. Cohen, *Metall. Trans. A*, **7A**, 1905(1976).
77. J.H. Yang and C.M. Wayman, *Metall. Trans. A*, **23A**, 1445(1992).
78. K. Shimizu and T. Tadaki, *Mater. Trans. JIM*, **33**, 165(1992).
79. K. Otsuka, T. Ohba, M. Tokonami and C. M. Wayman, *Scripta Metall. Mater.*, **29**, 1359(1993).
80. S. Ichinose, Y. Funatsu and K. Otsuka, *Acta Metall.*, **33**, 1613(1985).
81. H. Morawiec and M. Gigla, *J. de Phys. IV*, **5**, C8-937(1995).
82. J. Dutkiewicz, *Acta Phys. Polonica A*, **96**, 197(1999).
83. Y. Himuro, R. Kainuma and K. Ishida, *ISIJ International*, **42**, 184(2002).
84. R. Stalmans, J. Van Humbeeck and L. Delaey, *Acta Metall. Mater.*, **40**, 2921(1992).
85. J.H. Yang, H. Chen and C.M. Wayman, *Metall. Trans. A*, **23A**, 1431(1992).
86. E. Cingolani, J. V. Humbeck, M. Ahlers, *Metall. Mater. Trans. A*, **30A**, 493(1999).
87. R. Stalmans, J. Van Humbeeck and L. Delaey, *Acta Metall. Mater.*, **40**, 501(1992).
88. J.H. Yang and C.M. Wayman, *Mater. Characterization*, **28**, 23(1992).
89. J.H. Yang and C.M. Wayman, *Mater. Characterization*, **28**, 37(1992).
90. J. J. Zhu, K. M. Liew, *Acta Mater.*, **51**, 2443(2003).
91. K. Adachi, J. Perkins and C. M. Wayman, *Acta Metall.*, **36**, 1343(1988).
92. T. A. Schroeder and C. M. Wayman, *Acta Metall.*, **25**, 1375(1977).

93. K. Adachi, J. Perkins and C. M. Wayman, *Acta Metall.*, **34**, 2471(1986).
94. X. Chen, J. Gui, R. Wang, J. Wang, J. Liu, F. Chen, D. Wang, *Micron*, **31**, 17(2000).
95. V. Novak, M. Landa and P. Sittner, *First European Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies*, Belgium, 1(1999).
96. P. Sittner, V. Novak, *Trans. ASME*, **121**, 48(1999).
97. H. Tas, L. Delaey and A. Deruyttere, *Metall. Trans.*, **4**, 2833(1973).
98. B. Ghosk, M. K. Banerjee and A. K. Seal, *Mater. Sci. Tech.*, **2**, 496(1986).
99. S. Chakravorty and C. M. Wayman, *Acta Metall.*, **25**, 989(1977).
100. P. Ratchev, J. V. Humbeeck and L. Delaey, *Acta Metall. Mater.*, **41**, 2441(1993).
101. R. Wang, J. Gui, X. Chen, S. Tan, *Acta Mater.*, **50**, 1835(2002).
102. H. Kato, *Scripta Mater.*, **38**, 1125(1998).
103. K. Adachi and J. Perkins, *Metall. Trans. A*, **16A**, 1551(1985).
104. T. Shiming, L. Jinhai and Y. Shiwei, *Scripta Metall. Mater.*, **25**, 2613(1991).
105. B.H. Jiang, L. Sun, R.Li, and T.Y. Hsu, *Scripta Metall. Mater.*, **33**, 63(1995).
106. S.V. Harren, H.E. Deve and R.J. Asaro, *Acta Metall*, **36**, 2435(1988).
107. Y. Liu, Z. Xie, J. V. Humbeeck and L. Delaey, *Mater. Sci. Eng.*, **A273**, 679(1999).
108. K. Sapozhnikov, S. Golyandin, S. Kustov, J. V. Humbeeck and R. D. Batist, *Acta Mater.*, **48**, 1141(2000).
109. H. Yuan-ti and H. Ming-Ko, *Acta Metall. Mater.*, **40**, 495(1992).
110. J. X. Zhang, Y. F. Zheng, Y. C. Luo and L. C. Zhao, *Acta Mater.*, **47**, 3497(1999).

ÖZGEÇMİŞ

1976 yılında Amasya'da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Tokat ili Turhal ilçesinde tamamladı. 1992 yılında Ondokuz Mayıs Üniversitesi Eğitim Fakültesi Fizik Öğretmenliği Bölümüne girdi ve 1996 yılında mezun oldu. Aynı yıl O.M.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında Yüksek Lisans başladı. 1996-1999 yılları arasında Milli Eğitim Bakanlığında öğretmen olarak görev yaptı. 1999 yılında Kırıkkale Üniversitesi Eğitim Fakültesi'ne Araştırma Görevlisi olarak girdi. Aynı yıl Yüksek Lisans Öğrenimini tamamladı ve 2000 yılında Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında Doktora Programına başladı. Halen Kırıkkale Üniversitesi Eğitim Fakültesi'nde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktadır.

Uğur SARI