

T.C.
KIRIKKALE ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI
DOKTORA TEZİ

Cu-%9,97Al-%4,62Mn VE Cu-%13,81Mn-%3,78Al ALAŞIMLARINDA
TERMAL VE MEKANİK ETKİLER İLE OLUŞAN YAPISAL DEĞİŞİMLERİN
İNCELENMESİ

EMİNE ALDIRMAZ

OCAK 2009

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürünün onayı.

.../.../.....

Doç.Dr.Burak BİRGÖREN

Müdür

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

Prof. Dr. İhsan ULUER

Anabilim Dalı Başkanı

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

Prof. Dr. İlhan AKSOY

Danışman

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ

Prof. Dr. İlhan AKSOY

Prof. Dr. Mehmet ÇİVİ

Prof. Dr. Saffet NEZİR

Doç. Dr. Şerafettin EREL

ÖZET

Cu-%9,97Al-%4,62Mn VE Cu-%13,81Mn-%3,78Al ALAŞIMLARINDA
TERMAL VE MEKANİK ETKİLER İLE OLUŞAN YAPISAL DEĞİŞİMLERİN
İNCELENMESİ

ALDIRMAZ, Emine

Kırıkkale Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı, Doktora Tezi

Danışman: Prof. Dr. İlhan AKSOY

Ocak 2009, 111 Sayfa

Bu çalışmada, Cu-%9,97Al-%4,62Mn ve Cu-%13,81Mn-%3,78Al (% ağırlık) alaşımlarına farklı ısı ve mekanik işlemler uygulanarak, Cu-%9,97Al-%4,62Mn ve Cu-%13,81Mn-%3,78Al alaşımlarında termal ve mekanik etki ile oluşturulan faz dönüşümlerinin kristalografik, morfolojik, mekanik ve termodinamik özellikleri çeşitli fiziksel yöntemler kullanılarak araştırıldı.

Yüzey incelemeleri sonucunda, Cu-%9,97Al-%4,62Mn alaşımının yavaş soğutulan örneğinde bainitik faz dönüşümü gözlenirken, hızlı soğutulan örneğinde martensite faz dönüşümü gözlemlendi.

Cu-%13,81Mn-%3,78Al alaşımında yavaş soğutulan örnekte çökelti, hızlı soğutulan örnekte ise austenite faz elde edildi.

X-ışını kırınım incelemeleri ile, Cu-%9,97Al-%4,62Mn alaşımında termal etki sonunda DO₃ ana fazdan β'_1 ve γ'_1 iki tür martensitenin meydana geldiği gözlendi. Meydana gelen martensite fazın M18R yapısında olduğu, Cu-%13,81Mn-%3,78Al alaşımında ise austenite fazın DO₃ yapısında olduğu bulundu. Uygulanan zor altında da Cu-%9,97Al-%4,62Mn alaşımı için, martensite yapının hem β'_1 hem de γ'_1 iki türünün birlikte var olduğu gözlendi.

Mekanik ve termal etki sonunda alaşımlarda meydana gelen faz dönüşümleri için dönüşüm sıcaklıkları DSC tekniği ile belirlendi.

Anahtar Kelimeler: Martensitik Faz Dönüşümü, Baitik Faz Dönüşümü, kelti, M18R Martensite, 2H Martensite, Şekil Hatırlama Olayı, Zor-Zorlanma Davranışı, SEM, XRD, DSC.

ABSTRACT

AN INVESTIGATION OF OCCURRING STRUCTURAL CHANGES UNDER
MECHANICAL AND THERMAL EFFECTS IN Cu-%9,97Al-%4,62Mn AND
Cu-%13,81Mn-%3,78Al ALLOYS

ALDIRMAZ, Emine

Kırıkkale University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics, Ph.D. Thesis

Supervisor: Prof. Dr. İlhan AKSOY

January 2009, 111 Pages

In this study, crystallographic, morphological, mechanical and thermomechanical properties of Cu-%9,97Al-%4,62Mn and Cu-%13,81Mn-%3,78Al (Wt) alloys have been investigated under various conditions such as different annealing temperatures and time by distinct physical methods.

Microstructural examination of Cu-%9,97Al-%4,62Mn and Cu-%13,81Mn-%3,78Al (Wt) alloys were also done. Morphological observations revealed that bainitic transformation occurred in slowly cooled specimens while martensitic transformation occurred in the quenched specimens of Cu-%9,97Al-%4,62Mn alloy. Additionally, precipitates were

observed in the slowly cooled specimen while austenite phase was observed in quenched specimen of Cu-13.81Mn-3.78Al alloy.

X-Ray analysis, in Cu-9.97Al-4.62Mn alloy it was observed two kinds of thermal induced martensitic phases, β'_1 and γ'_1 from DO₃ parent phase and the kind of the produced martensite structures. M18R martensite peaks were determined for Cu-9.97Al-4.62Mn alloy and DO₃ austenite phase for Cu-13.81Mn-3.78Al alloy. For Cu-9.97Al-4.62Mn alloy both β'_1 and γ'_1 martensite structures were occurred in the stress induced and transformation at the same time.

Transformation temperatures for phase transformations of Cu-9.97Al-4.62Mn and Cu-13.81Mn-3.78Al alloys have been also determined by differential scanning calorimetry (DSC).

Key Words: Martensitic Phase Transformation, Bainitic Phase Transformation, Precipitate, M18R Martensite, 2H Martensite, Shape Memory Effect, Stres-Strain Behaviour, SEM, XRD, DSC.

Aileme

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmamın her aşamasında değerli bilgi ve önerileri ile her konuda destek olan ve çalışmalarım boyunca karşılaştığım tüm zorluklar karşısında yardımını ve emeğini gördüğüm değerli hocam Sayın Prof. Dr. İlhan AKSOY'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Kırıkkale üniversitesine araştırma laboratuvarlarını kurarak, bizlere bilimsel çalışma imkanı sağlayan Sayın Prof. Dr. T. Nuri DURLU' ya, Doktora çalışmam süresince yardımlarını esirgemeyen Sayın Prof. Dr. Mustafa DİKİCİ'ye ve Sayın Prof. Dr. Hüseyin AKTAŞ' a teşekkürü bir borç bilirim.

Her türlü destek, yardım ve sabırla yanımda olan başta ailem olmak üzere arkadaşlarım Yrd. Doç. Dr. Emre GÜLER ve Yrd. Doç. Dr. Melek GÜLER' e çok teşekkür ederim.

Ayrıca laboratuvar çalışmalarımda bana yardımcı olan Yrd. Doç. Dr. Talip KIRINDI' ya ve Yrd. Doç. Dr. Uğur SARI' ya ve yardımlarını gördüğüm bölümdeki tüm öğretim üyelerine teşekkür ederim.

SİMGELER DİZİNİ

A_s	Martensite-austenite ters dönüşümünün başlama sıcaklığı
A_f	Martensite-austenite ters dönüşümünün tamamlanma sıcaklığı
M_s	Austenite-martensite faz dönüşümünün başlama sıcaklığı
M_f	Austenite-martensite faz dönüşümünün bitiş sıcaklığı
B_s	Bainite-austenite faz dönüşümünün başlama sıcaklığı
B_f	Bainite-austenite faz dönüşümünün bitiş sıcaklığı
T_0	Austenite ve martensite fazın dengede bulunduğu sıcaklık
F_γ	Austenite fazın Helmholtz serbest enerjisi
$F_{\alpha'}$	Martensite fazın Helmholtz serbest enerjisi
E	Toplam enerji
S	Entropi
P	Basınç
V	Hacim
R	Gaz sabiti
G	Gibbs Serbest Enerjisi
$\Delta F^{\alpha' \rightarrow \gamma}$	Austenite ve Martensite fazlar arasındaki Helmholtz Serbest Enerji Farkı
$\Delta G^{\alpha' \rightarrow \gamma}$	Austenite ve Martensite fazlar arasındaki Gibbs Serbest Enerji Farkı
$\Delta S^{\alpha' \rightarrow \gamma}$	Austenite ve Martensite fazlar arasındaki Entropi farkı
β	Kübik Austenite Faz
β_1	DO ₃ türü ana faz yapısı

β_2	B2 türü ana faz yapısı
β_3	L2 ₁ Türü ana faz yapısı
β'_1	18R tipinde Martensite yapı
γ'_1	2H tipi martensite yapı
α'_1	6R tipi martensite yapı
β''_1	18R+2H tipi martensite yapı
β'_2	9R tipinde martensite yapı
γ'_2	2H tipinde martensite yapı
α'_2	3R tipinde martensite yapı
a, b, c	Martensite fazın örgü parametreleri
β	Monoklinik martensite yapıya ait distorsiyon açısı
α	Çökelti faz
γ	Çökelti faz
d	Kristal yapıda düzlemler arası uzaklık
h, k, l	Miller indisleri
λ	Dalga Boyu

KISALTMALAR

f.c.c.	Yüz merkezli kübik yapı
b.c.c.	Hacim merkezli kübik yapı
b.c.t.	Hacim merkezli tetragonal yapı
h.c.p.	Sıkı paketlenmiş hekzagonal yapı
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
DSC	Diferansiyel Tarama Kalorimetresi
XRD	X-Işınları Toz Difraktometresi

ŞEKİLLER DİZİNİ

ŞEKİL

2.1. Atermal dönüşüm için dönüşümün zamanla değişimi	14
2.2. İzotermal dönüşüm için dönüşümün zamanla değişimi.....	14
2.3.a. Fe-Ni, b. Cu-Zn alaşımlarında martensite dönüşüm boyunca elektriksel direncin sıcaklıkla değişim eğrisi.....	16
2.4. Austenite ve martensite yapı arasındaki sınırlı şekil değişimi a) Martensitik yüzey kabartısı, b) Bozulma çizgisi.....	18
2.5. Austenite (γ) ve martensite (α') fazlarının serbest enerjilerinin sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi.....	21
2.6. Austenite yapının martensite yapıya dönüşümü için Bain Distorsiyonu.....	23
2.7. Austenite kristalinde ortaya çıkan martensite habit düzlemi.....	23
2.8. Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama kesme mekanizmaları.....	25
2.9. Faz Diyagramları a) Cu-Al alaşımının faz diyagramı, b) A2/B2 ve B2/L2 ₁ Düzenli düzensiz geçiş tane sınırları ve martensite geçiş sıcaklıkları ile Cu-Al-Mn için faz diyagramında dikey kesimin gösterilişi.....	32
2.10. Şekil Hatırlama Olayının Mekanizması.....	34
2.11. Süper Örgülerin Kristal Yapı Birimleri a) CsCl, b) Fe ₃ Al, c) Cu ₂ MnAl tipi düzenli kristal yapı birimi.....	36

2.12. DO ₃ Süper örgülü β_1 ana fazdan ve B2 Süper örgülü β_2 ana fazdan meydana gelen periyodik yığılma yapıları martensite yapıda a) Sıkı-paket düzlemlerin altı tipi, b) Sıkı-paket düzlemlerin üç tipi.....	40
2.13. Cu-Al Alaşımında γ'_1 martensite yapı modeli ve β_1 austenite faz arasındaki yönelim bağıntısı ((o) Al, (•) Cu).....	42
2.14. Ana faz (011) _{β} ve martensit fazın (001) düzlemlerinin yığılım düzeni a) B2, b) 3R (ABC), c) 3R (ACB), d) 9R (ABCBCACAB), e) 9R (ACBCBABAC), f) 2H (AB).....	45
2.15. DO ₃ 18R dönüşümü a) Martensite temel düzlemi, b) DO ₃ yapısında (110) düzlemlerinin sıralanışı, c) 18R martensite yapısında (001) düzlemleri.....	46
2.16. Cu-Al-Ni tek kristalinde sıcaklık ve zor ilişkisi.....	48
3.1. Örnek 1' in SEM Görüntüsü.....	57
3.2. Örnek 2'de oluşturulan, a) austenite tane yapısı ve bu tane içerisinde oluşmuş martensite plakaları, b) Aynı tane içerisinde oluşmuş farklı martensite morfolojileri.....	58
3.3. Örnek 2' de gözlenen martensite morfolojisi.....	59
3.4. Örnek 2' de oluşturulan martensite morfolojileri a) Farklı tanelerde oluşmuş; V-şekilli ve zik-zak martensite varyantları, b) Martensite plakaları arasında farklı yönelimlere sahip martensiteler, c) Birbirleri ile uyumlu plaka grupları.....	61

3.5.a.Örnek 3' te oluşturulan çökelti faz, b. Çökelti içerisinde alınan EDS sonucu	63
3.6. Örnek 4' te oluşturulan austenite tane yapısı.....	63
3.7. Örnek 1' in x-ışını toz kırınımı	65
3.8. Örnek 2' nin x-ışını toz kırınımı	67
3.9. Örnek 3' ün toz kırınım deseni	69
3.10. Örnek 4' ün toz kırınım deseni.....	70
3.11. Örnek 1' in sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi	72
3.12. Örnek 2' nin sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi	73
3.13.Örnek 3' ün sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi	74
3.14. Örnek 4' ün sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi	74
3.15.a. Kırılan örnek, b. Örnek 1, c. Örnek 2, d. Örnek 3, e. Örnek 4'e ait Zor-Zorlanma eğrisi	76
3.16. Örnek 5' in SEM Fotoğrafı.....	80
3.17. Örnek 6' da gözlenen martensite morfolojileri a) Uçlara doğru incelen plaka martensite morfolojisi, b) Kayma bantları içerisinde oluşmuş deformasyon ikizleri, c) V-tipi Martensite morfolojisi.....	82
3.18. Örnek 6'da oluşturulan a) Kayma bantları, b) Kayma sonucu kalın plakaların birleşimi.....	83
3.19. Örnek 7' nin SEM fotoğrafı.....	84
3.20. Örnek 8' de gözlenen yapılar a) Örnek 8' de oluşan austenite tane yapısı, b)Tane sınırlarında oluşan kırılmalar.....	86
3.21. Örnek 5' e ait x-ışını toz kırınımı.....	87

3.22. Örnek 6' ya ait x-ışını toz kırınımı	88
3.23. Örnek 5' te gözlenen sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi	90
3.24. Örnek 6' da gözlenen sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.....	91

ÇİZELGELER DİZİNİ

ÇİZELGE

2.1. Şekil hatırlama olayı gösteren bakır bazlı alaşımlar	43
2.2. Bu çalışmada kullanılan alaşımların elementel yüzdeleri.....	49
3.1. A ve B alaşımlarından hazırlanan örnekler	56
3.2. Örnek 1' in gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri.....	65
3.3. Örnek 2' nin gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri.....	68
3.4. Örnek 3' te gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri.....	69
3.5. Örnek 4' ün gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri.....	70
3.6. A ve B Alaşımlarından ısıtılmalı deformasyon uygulanmış örnekler.....	79
3.7. Örnek 5' in gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri.....	87
3.8. Örnek 6' da gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri.....	89

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	iii
TEŞEKKÜR.....	vi
SİMGELER DİZİNİ	vii
KISALTMALAR.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	x
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xiv
İÇİNDEKİLER	xv
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Kaynak Özetleri	5
1.1.1. Çalışmanın Amacı.....	8
2. MATERYAL VE YÖNTEM.....	11
2.1. Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri.....	11
2.1.1. Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri ve Genel Özellikleri.....	12
2.1.2. Martensitik Faz Dönüşümünün Yapısal Özellikleri.....	18
2.1.3. Martensitik Faz Dönüşümünün Kinetik Özellikleri.....	19
2.1.4. Martensitik Faz Dönüşümünün Kristolografik Özellikleri.....	22
2.1.5. Bainitik Faz Dönüşümü.....	26
2.1.6. Çökelti Oluşumu.....	29
2.2. Bakır Bazlı Alaşımlar.....	30
2.2.1. Faz Diyagramları	30

2.2.2. Şekil Hatırlama Özelliği.....	32
2.2.3. Ana Fazın Kararlılık Durumu.....	34
2.2.4. Martensite Yapıları.....	36
2.2.5. Zor Etkisi.....	47
2.3. Materyal.....	49
2.3.1. Alaşımların Hazırlanması.....	49
2.3.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri İçin Örneklerin Hazırlanması	50
2.3.3. Zor-Zorlanma Deneyleri İçin Örneklerin Hazırlanması	50
2.3.4. X-Işınları Toz Difraktometresi (XRD) İncelemesi İçin Örneklerin Hazırlanması.....	51
2.3.5. Diferansiyel Tarama Kalorimetrisi (DSC) Ölçümleri İçin Örneklerin Hazırlanması	51
2.4. Yöntem.....	52
2.4.1. SEM ve EDS.....	52
2.4.2. Basma Deneyi.....	53
2.4.3. XRD.....	53
2.4.4. DSC.....	54
3. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA.....	56
3.1. Cu-%9,97Al-%4,62Mn ve Cu-%14,81Mn-%4,78Al Alaşımlarında Termal Etki İle Oluşan Yapısal Değişimler.....	56
3.1.1. Termal Etkili Faz Dönüşümlerinin SEM İle İncelenmesi.....	56
3.1.2. Termal Etkili Faz Dönüşümlerinin XRD İle İncelenmesi.....	64
3.1.3. Termal Etkili Faz Dönüşümlerinin DSC İle İncelenmesi.....	71

3.2. Cu-%9,97Al-%4,62Mn ve Cu-%14,81Mn-%4,78Al Alaşımlarında	
Oluşan Yapısal Değişimler Üzerine Deformasyon Etkisi.....	75
3.2.1. Zor-Zorlanma Deneyleri.....	75
3.2.2. Deformasyon Etkili Faz Dönüşümlerinin SEM İle	
İncelenmesi.....	79
3.2.3. Deformasyon Etkili Faz Dönüşümlerinin XRD İle	
İncelenmesi.....	86
3.2.4. Deformasyon Etkili Faz Dönüşümlerinin DSC İle	
İncelenmesi.....	89
4. SONUÇ.....	92
KAYNAKLAR.....	103

1.GİRİŞ

Uygulanan bir elektrik alanının etkisi altında elektriği iyi ileten katıya “ metal ”, en az biri metal olmak üzere iki veya daha fazla elementten oluşan ve metal özelliği gösteren maddeye ise “ alaşım ” denir. Metaller ve alaşımlar çok değişik türlerde üstün özelliklere sahiptirler ve bu özellikler soğuk şekil verme ve ısıl işlem yolu ile birkaç kat arttırılabilir. Bu sebeple metaller ve alaşımlar bugün günlük yaşamdan ulaşıma, sanayiden tıp bilimine kadar birçok alanda ihtiyaç duyulan temel malzeme grubunu oluşturmuşlardır ve bugün kullanılan metal alaşımlarının türleri binlercedir. Bunların her biri belirli bir amaç için geliştirilmiş ve günden güne artan gereksinimlerinden dolayı özelliklerinin anlaşılması ve kullanım alanlarının artırılması için pek çok araştırmaya konu olmuştur. Yapılan bu araştırmalarda, çeşitli kimyasal ve fiziksel etkiler uygulanarak metal ve alaşımlarının kalitelerinin artırılması hedeflenmiştir^(1,2).

Metaller, katı durumda kristal yapıdadırlar. Kristal katı, genellikle atomların üç boyutta bir düzen içerisinde bulunduğu haldir. Kristal örgü; üç boyutlu bir düzene göre, dizilen ve denge konumunda bulunan atomların merkezlerinin birleştirilmesi ile ortaya çıkan görünümdür. Metallerde en sık rastlanan örgü türleri; yüzey merkezli kübik (f.c.c.), hacim merkezli kübik (b.c.c.) ve sıkı paketlenmiş hegzagonal (h.c.p.) örgü tipleridir. Alaşımlar; farklı özelliklere sahip metallerin ve elementlerin bir araya getirilmesi ile üstün özelliklerin tek bir malzemedeki toplanması için uygulanan bir işlemdir. İki elementin yüksek konsantrasyonlarda katı çözelti oluşturabilmesi için örgü sisteminin aynı veya benzer olması gerekir^(1,2).

Endüstriyel amaçları karşılamak için yapılan alaşımlar, alaşım tipine bağlı olarak kendisini meydana getiren elamanların özelliklerini taşıyabildiği gibi, kendisini meydana getiren elamanların özellikleriyle hiç ilgisi olmayan yeni özellikte bir malzeme de meydana getirebilirler. Bu malzemeler meydana gelirken, malzemeyi olumlu yönde etkileyen bir takım kusurlar oluşur. Kristal yapılar çok nadir olarak kusursuzdurlar. Tabiatta, ideal kristal bulmak pek mümkün değildir ve her katı maddede ısı, dış zor, basınç ve benzeri etkilerle, kristal yapıdaki periyodikliğin bozulması sonucu bir takım kusurlar oluşur. Kristal örgüde bulunan kusurlar faz dönüşümü üzerine genellikle olumlu yönde etki ederler. Bu kristal yapı kusurları geometrik bakımdan; noktasal, çizgisel, yüzeysel ve hacimsel kusurlar olmak üzere dört gruba ayrılır⁽¹⁾.

Noktasal kusurlar; sıvı katılaşıırken oluştuğu gibi plastik şekil verme veya yüksek sıcaklıkta ısıl titreşimlerin etkisi ile atomların yer değiştirmesi sonucu oluşur. Atomun bulunması gereken yerde bulunmaması ile ortaya çıkan noktasal kusurlara boş nokta kusurları denir. Örgü yapıda atomlar arası yeterli boşluk varsa araya giren fazla atom arayer kusurunu oluşturur. Diğer bir noktasal kusur da katı çözelti içerisindeki çözünen element atomlarının çözen elementin atomlarının yerini almasıyla meydana gelen nokta kusurudur^(3,4).

Çizgisel kusurlar; kristallerde atomsal dizilişin bir çizgi boyunca bozulması sonucu oluşur. Bu kusurlara örnek dislokasyonlardır. Dislokasyon; bir kristalin iki mükemmel bölümü arasında yapı düzeni bozulmuş olan bölgedir. Dislokasyonların sayısını yabancı atomlar artırır. Dislokasyon

sayısının artması malzemenin dayanımını artırır. Yüzeydeki dağılmadan dolayı, deforme olmuş bir metalin yüzeyindeki dislokasyon yoğunluğu merkezden daha yüksektir. Çünkü dislokasyonlara deformasyon etkilerinin eşlik etmesiyle; taneler uzar, tane yüzeyinin birim hücresi artarak, dislokasyon yoğunluğunu artırır⁽⁵⁾.

Dislokasyonlardan dolayı kristalin enerjisi önemli ölçüde artar ve termodinamik denge durumu hiçbir zaman söz konusu olmaz. Soğuk şekillendirme sırasında gözlenen dayanım artışı da, bu sırada dislokasyon oluşması ve bunların karşılıklı olarak birbirlerini engellemesi ile açıklanabilir. Dislokasyonlar şekillerine göre, düşük sıcaklıkta yüksek dirence sahiptirler⁽²⁾.

Yüzeysel kusurlar; bir malzemeyi aynı örgü yapısına sahip, ancak farklı doğrultularda yönlenmiş değişik bölgelere ayıran yüzeylerden oluşur. Yüzey atomlarının enerjileri daha yüksek ve içindekilere göre daha zayıf bağlıdırlar. Yüzeysel kusurlara en belirgin örnekler; tane sınırları, istiflenme kusurları ve ikiz sınırları gösterilebilir⁽⁶⁾.

Malzemenin aynı atom dizilişine sahip olan parçasına tane denirken, taneleri birbirinden ayıran ve kusurların en yoğun olduğu bölgelere de tane sınırı denir. Çoğu mühendislik malzemeleri polikristaldir. Bu yüzden tane sınırları mikroyapıların önemli bir özelliğidir. Tane sınırları difüzyon yoluyla kolaylıkla oluşan kusurlardır. Her tanedeki atomsal düzen ve yönlenme farklıdır. Malzemelerin özellikleri tane büyüklüğüne göre değişir. Tane boyutu azaldıkça, malzemedeki tane sayısı ve dolayısı ile tane sınırı artar. Tane büyüklüğü soğutma altında hızlıca artar. Tane büyüklüğü teknolojik açıdan ve mekanik özellikler bakımından önemlidir. Tane sınırları dislokasyon

hareketini engelleyici etki yaptığından, tane boyutu azaldıkça malzemenin sertlik ve dayanımı artar⁽¹⁾.

İstiflenme kusuru; yüzey merkezli kübik (f.c.c.) yapılı metallerde meydana gelir ve sıkı paket düzenli düzlemlerin diziliş sırasını değiştirir. İstiflenme kusuru en yaygın deformasyon mekanizması olan kaymayı zorlaştırır, fakat alüminyum ve alüminyum alaşımlarındaki yüksek yığın hatası enerjisinden dolayı deformasyona karşı kaymaları kolaylaştırır⁽⁶⁾.

İkiz sınırı; kristal örgü yapısındaki atom düzlemlerinin simetrik olarak farklı doğrultularda yönlendirmeleri sonucunda birbirinin ayna görüntüsü şeklinde oluşan iki bölge arasındaki bir düzlem olarak tanımlanabilir. Dönüşüm zorlanması genişlediğinde kusurların miktarı da artar, zorlanma küçüldüğünde ise miktarları azalır. Kayma deformasyonu yerine; düşük sıcaklıklarda bazı alaşımlarda ikizler meydana gelebilir. İkizlenme bazı metallerin plastik deformasyonu ya da ısıtma işlemi sırasında meydana gelir⁽¹⁾.

Hacimsel kusurlar; genelde malzemelerin üretimi veya şekillendirilmesi sırasında meydana gelir. Bu kusurlar, döküm, dövme ve kaynak kusurları olmak üzere üç kısımda incelenebilir. Örgü kusurları martensitik dönüşüm için önemli bir özelliktir⁽¹⁾.

Çeliklerin yapısı ve mekanik özellikleri, teknolojik önemlerinden dolayı uzun yıllar çalışılmıştır. Bugün, katılardaki faz dönüşümlerin önemli bir sonucu olan 'martensitik dönüşüm' geniş alanda kullanılmaktadır. Demir alaşımları üzerinde ilk araştırmalar, 1924 yıllarında Bain tarafından yapılmıştır⁽⁷⁾. Martensitik faz dönüşümü ilk olarak 1864' te Sorby tarafından, daha sonra Tschernoff ve Martens tarafından sırasıyla 1876 ve 1878' de

Fe-bazlı alaşımlarda gözlenmiştir. Martens'in tanımına benzer bir gözlem 1895' te Osmand tarafından bulunmuş ve elde ettiği ürün faza martensite, bu fazın yüksek sıcaklık fazı için "austenite" ve bu dönüşüme de "Martensitik Faz Dönüşümü" adını vermiştir. Çelikte bulunan bu önemli yapılar kompozisyonunda demir olmayan alaşımlardada görülür^(2,8-11).

1.1. Kaynak Özetleri

Bakır bazlı alaşımlar, deformasyon ve mağnetik özelliklerinden dolayı ilginçtirler. Bu alaşımlarda; ana faz (β) b.c.c. örgü yapısında meydana gelir. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda, ana fazın atomik düzeni uygulanan ısı işlem ile soğutma işlemine bağlı olarak değişir. Bu alaşım sistemlerinde ana faz (β) yüksek sıcaklıklarda kararlıdır. Fakat daha düşük sıcaklıklara soğutulduğunda yarı kararlı DO_3 , $B2$ veya $L2_1$ şeklinde düzenli süper örgülü yapılarda kalabilir^(12,13).

Şekil hatırlamalı alaşımlarda martensitik geçişler termoelastiktir. Şekil hatırlamalı alaşımların özel olan termomekaniksel özellikleri termoelastik martensitik dönüşümden kaynaklanır ve bu özelliğe bağlanır. Bu özellik dönüşüm sürecinde fazların kristal yapılarını belirlemede önemlidir. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda, termal etkili yada zor-etkili martensitler alaşımın kompozisyonuna bağlı olarak, ya $18R$ monoklinik β' yada $2H$ ortorombik γ' kristal yapılarda bulunurlar. Son zamanlarda yapılan deneyler açıkça göstermiştir ki, zor altında bakır bazlı alaşımlarda martensitik dönüşüm oluşur ve uygulanan zordan etkilenir^(2,14,15).

Cu-Al-Mn alaşımları üzerine yapılan çalışmalarda alüminyum ve mangan miktarındaki bir artışla martensite morfolojisinin değiştiği, dönüşüm sıcaklığının azaldığı bulunmuştur. β -faz bölgesinden soğutma boyunca, bu alaşımlar katı durumda sırasıyla düzenli $\beta(A2) \rightarrow \beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(L2_1)$ reaksiyonlar sergilerler. Mangan ve alüminyumun farklı miktarlarına bağlı olarak martensitik fazın üç farklı tipi α'_1 (3R), β'_1 (18R) ve γ'_1 (2H), düşük alüminyum miktarlarında β'_1 martensite fazı baskınken, yüksek alüminyum miktarlarında γ'_1 martensitinin olduğu, orta oranlarda hem γ'_1 hem de β'_1 martensitelerinin birlikte varolduğu gözlenmiştir⁽¹⁵⁻¹⁷⁾.

Cu-Al-Mn alaşımlarında; ısıtma boyunca endotermik reaksiyon oluşur ve dönüşüm martensite fazdan austenite faza gerçekleşir. Soğutma boyunca da ekzotermik reaksiyon oluşur ve dönüşüm austenite fazdan martensite faza gerçekleşir. Bu alaşımların dönüşüm sıcaklığı alüminyum ve mangan miktarlarındaki değişikliğe son derece duyarlıdır. Hem alüminyum hem de mangan miktarındaki bir artışla alaşımların dönüşüm sıcaklıklarında lineer bir azalma meydana gelir⁽¹⁵⁻²³⁾.

Cu-Al-Mn alaşımlarından hazırlanan örnekler üzerine, %2, 4, 6 oranlarında uygulanan zorlanma testlerinden sonra; %2 ve %4' lük zorlanmada örneklerin tekrar ilk hallerine döndüğünü gözlenirken, %8 zorlanmada bu alaşımların şekil hatırlamalı NiTi alaşımlarına hemen hemen denk bir süper elastik özellik gösterdikleri bulunmuştur. Alüminyum ve mangan miktarlarındaki çeşitlilik ile alaşımların süper elastikliğinin değiştiğini, alüminyum miktarındaki bir artışla alaşımın süperelastik özelliği azalırken,

yüksek mangan miktarlarında çok iyi süperelastik sergilediği gözlenmiştir^(1,15,24).

Şekil hatırlamalı Cu-Al-Mn alaşımlarının; süneklığı, şekil hatırlama etkisi ve pseudo-elastik özellikleri iyi bilinir. Şekil hatırlamalı Cu-Al-Mn alaşımlarının β -fazının düzen durumunun kontrol edilmesiyle mükemmel dayanım sağlanabilir. %8' den daha yüksek Mn miktarına ve %18' den daha düşük alüminyum (Al) miktarına sahip Cu-Al-Mn alaşım kompozisyonlarında şekil hatırlama ve pseudo-elastik (P-E) özelliklerinde hiçbir azalma olmaksızın mükemmel soğuk işlenebilirlik özellik gösterdikleri bulunmuştur⁽²⁴⁻³⁴⁾.

Cu-Mn-Al alaşımları üzerine yapılan çalışmalarda; yarı kararlı ferromagnetik Heusler $L2_1$ (Cu_2AlMn) faz bölgesinde, β -fazının bileşim oranı aracılığı ile konumlandığını, bu bileşim bölgesinde ve 400°C altında, düşük sıcaklık oranlarında birbirine benzeyen denge fazlarının, β fazı değil, $Cu_3Mn_2Al_2$ (γ - bronz tipi) ve β -Mn (β -Mn tipi) fazları olduğu bulunmuştur. Bu alaşımlarda γ ve β -Mn çökelti yapılarının birlikte var oldukları gözlenmiştir. Yine bu alaşımlar için, tavlama sıcaklıklarının bir fonksiyonu olarak mikrosertlikleri çalışılmıştır^(30,31).

1.1.1. Tezin Amacı

İçinde bulunduğumuz teknoloji çağı; malzeme alanındaki ilerlemelere bağlı olarak gelişmektedir. β -faz alaşımları üzerindeki faz geçişleri, uzun zamandır geniş kapsamda incelenmiş ve günümüzde şekil hatırlamalı bakır alaşımlarının kullanımı hızla birçok alana yayılmıştır. Özellikle şekil hatırlamalı bakır alaşımları, kolayca düzelebilen deformasyonları ve daha ekonomik olması nedeniyle teknolojik açıdan önemlidirler ve endüstride birçok alanda kullanılmaktadırlar. Maliyetinin düşük olmasından dolayı şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Zn alaşımlarının üretim uygulamaları oldukça geniş ve cazip alaşımlardır. Bununla birlikte bu alaşım sistemlerinin geniş taneli, çok kristalli ve oldukça düzenli yapılarından kaynaklanan bazı yöntemler üretimlerini zor hale getirmektedir⁽²⁶⁾.

Şekil hatırlamalı Cu-Al-Mn alaşımları da diğer bakır bazlı alaşımlar gibi ticari olarak çekici özelliklere sahiptir. İkili Cu-Al alaşım sistemine manganın (Mn) eklenmesi örneğin Cu-Al-Ni sistemi ile karşılaştırıldığında alaşım sisteminin sünekliğini artırır buda pratik uygulamalar için çok önemli bir özelliktir. Örneğin, şekil hatırlamalı Cu-Al-Mn alaşımları çamaşır makinelerinde civata ile birleştirmelerde; bağlantı korozyonunu önemli derecede indirmek ve kararlı yapmak için, Cu-Mn-Al alaşımları ise yüksek dayanım ve korozyon direnci gerektiren yerlerde pratik uygulamalar için geniş alanda kullanılmaktadır^(28,35,36).

Birçok yönlenmeler ve kompozisyon için Cu-Al-Mn alaşımlarında şekil hatırlama etkisi ve süper elastiklik özellikler incelenmiştir. Bu incelemelerde; hem $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'$ dönüşümü hem de $\beta_1 \leftrightarrow \beta'_1$ termoelastik martensitik dönüşümleri gözlenmiştir^(37,38).

Şekil hatırlama etkilerinden dolayı, şekil hatırlamalı alaşımlar geniş çalışmalara konu olmuştur. Elastik ya da süperelastik özelliklerinden faydalanılarak günümüze kadar pek çok araştırma yapılmış fakat mikroyapılarının detayları ve martensite fazın kristal yapısı hazırlanan alaşımın kompozisyonuna bağlı olarak değişkenlik gösterdiğinden bu konu üzerine yapılan çalışmalar halen devam etmektedir⁽³⁹⁾.

Bu tez çalışmasında incelenecek Cu-%9,97Al-%4,62Mn ve Cu-%13,81Mn-%3,78Al alaşımlarına farklı ısı ve mekanik işlemler uygulanarak; bu etki ile oluşabilecek yapısal dönüşümlerin kristalografik, morfolojik, mekanik ve termodinamik özellikleri çeşitli fiziksel yöntemler kullanılarak araştırılacaktır.

Cu-%9,97Al-%4,62Mn ve Cu-%13,81Mn-%3,78Al alaşımlarında oluşacak yapısal değişimleri incelemek için JEOL-JSM-5600 30 kV hızlandırma gerilimine sahip taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope -SEM) , faz bölgelerindeki kütle oranlarının belirlenmesi için enerji dağılım spektrometresi (Energy- Dispersive X-ray Spectrometry -EDS), kristalografik özelliklerinin incelenmesi için X-Işınları Toz Difraktometresi (X-Ray Diffraction -XRD), dönüşüm sıcaklıkları tayini için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (Differential Scanning Calorimetry-DSC) teknikleri kullanılarak belirlenecektir.

Cu-%9,97Al-%4,62Mn ve Cu-%13,81Mn-%3,78Al alaşımlarında gözlenecek dönüşüm üzerinde deformasyon etkisini incelemek için Instron 8510 marka Basma-Çekme test makinesi yardımı ile oda sıcaklığında 0,2mm/dak. hızla sıkıştırılarak basma zoru etkisinde oluşabilecek yapısal değişimler yukarda verilen tekniklerle incelenecektir.

2. MATERYAL ve YÖNTEM

2.1. Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri

Alaşımın özellikleri, alaşımları meydana getiren elemanların fazları arasındaki ilgiye bağlıdır. Faz, denge şartları altında her yerde aynı bileşik yapı ve özelliklere sahip olan bir malzemedir. Alaşımlardaki faz değişikliklerini; ısı eğrileri, denge diyagramı ve mikroskop incelemeleri ile belirlemek mümkündür. Alaşımlar yapılarına, alaşım sistemlerine, denge ya da faz diyagramlarına göre sınıflandırılabilirler. Alaşımlar; tek fazlı (homojen) alaşımlar ve çift fazlı (homojen olmayan) alaşımlar olmak üzere iki şekilde meydana gelirler⁽¹⁾.

Tek fazlı alaşımlar katı eriyikler olarak adlandırılır ve bu tip alaşımlarda alaşım elementlerin örgü sistemlerinde bir değişim olur. Alaşım elemanlarından birisinin kristal örgüsünde her iki elementinde atomları yerleşerek bir tek faz meydana getirirler. Bu tip alaşımlarda yeni örgüde farklı özelliklere sahip atomların bulunmasından dolayı bir gerginlik oluşur ve netice olarak yeni özellikte bir malzeme meydana getirilmiş olur⁽¹⁾.

Çift fazlı alaşımlar daha fazla alaşım elementi ilavesiyle metalin eritilebilirlik sınırı geçildiğinde, ikinci bir faz dolayısıyla iki fazlı bir alaşım oluşur. Alaşım elementlerinin örgü sistemlerinde herhangi bir değişim olmaz. Alaşımda bulunan elementler, kendi örgü yapılarını aynen muhafaza ederler.

Belirli fazlardan oluşan bir denge yapısından değişik fazlardan oluşan bir denge yapısına geçiş olayına “faz dönüşümü” denir⁽¹⁾. Faz dönüşümü için malzeme içindeki sıcaklık değişimleri en önemli faktördür. Eğer ısıtma veya soğutma süreçleri çok yavaş olarak gerçekleştirilirse, denge sıcaklığına yakın sıcaklıkta faz dönüşümü gerçekleşir. Bir faz dönüşümü sırasında, yapıyı oluşturan fazların birbirine göre konumları ya da komşulukları değişerek meydana gelen faz dönüşümlerine “Difüzyonlu Faz Dönüşümü” konumları ya da komşulukları değişmeden meydana gelen faz dönüşümlerine “Difüzyonsuz Faz Dönüşümü” adı verilir^(1,2).

2.1.1. Austenite- Martensite Faz Dönüşümleri ve Genel Özellikleri

Austenite-Martensite faz dönüşümleri difüzyonsuz faz dönüşümleri olarak tanımlanırlar ve bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşümle karakterize edilirler. Çeliklerde yüz merkezli kübik (f.c.c.) örgü alaşımın “austenite” fazıdır. Çeliklerde martensitik dönüşümün kristal yapısı dönüşüm sırasında yüz merkezli kübik (f.c.c.) örgüden; hacim merkezli kübik (b.c.c.), sıkı paketlenmiş hekzagonal (h.c.p.) ve hacim merkezli tetragonal (b.c.t.) örgüye dönüşebilir. Bu fazlar çelikler için “martensite” faz olarak adlandırılır^(10,40-47).

Austenite-Martensite faz dönüşümü; metal ve alaşımlarda gözlenen yapısal bir faz dönüşümü olup austenite (ana) faza dışarıdan uygulanan sıcaklık ve zorun ayrı ayrı veya birlikte etkisi ile ya da ana fazdan sıcaklığın hızla düşürülmesi ile martensite (ürün) fazın elde edilmesi olayıdır. Martensite faz dönüşümü tamamı ile difüzyonsuzdur. Martensite faz

dönüşümleri difüzyonsuz faz dönüşümleri olduklarından, bu dönüşümlerde ana ve ürün fazın kimyasal kompozisyonu değişmez. Bir martensitik dönüşümün ürünü yine bir martensittir. Martensitik dönüşümlerde bu son derece önemli bir özelliktir. Martensitik faz dönüşümü basitçe şöyle tanımlanabilir: atomların toplu hareketiyle ve kesmeye benzer deformasyonla (düzlemi değiştirmeyen deformasyon) sağlanan bir örgü dönüşümüdür^(2,8,42).

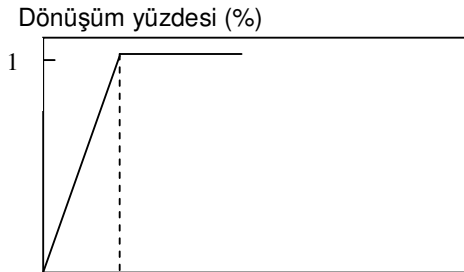
Genel olarak, martensitik dönüşümler sadece sıcaklığın, M_s (martensite başlama sıcaklığı) sıcaklığının altına düşürülmesi ile meydana gelir. Soğutma durdurulduğunda dönüşümde durur. Bu reaksiyonlar sadece sıcaklığın değişimiyle oluşturulur. Bu yüzden bu tip dönüşümlere; zamana bağlı olmayıp sadece sıcaklığa bağlı olan “*atermal dönüşüm*” denir. Çeliklerde Martensitik faz dönüşümlerinin çoğu bu kategoriye aittir. Dönüşümün bu tipinde, martensite kristalleri oluştuktan sonra büyüme devam etmez. Ana fazda yeni bir martensite kristalinin çekirdeklenmesiyle dönüşüm başlar. Martensite kristalleri katıda tek başına çekirdeklenir ve hızla büyür. Dönüşüm çok hızlı (10^{-7} sn) olup patlama (burst) reaksiyonları şeklinde olduğundan bu dönüşümde şekil hatırlama olayı gözlenmez^(2,45).

Bazı durumlarda martensiteler, martensite sıcaklığının altında ya da üzerinde izotermal olarak oluşmaya devam eder. Hem sıcaklığa hem de zamana bağlı olan bu dönüşümlere “*izotermal dönüşüm*” adı verilir. İzotermal dönüşümde ise austenite haldeki numunenin sıcaklığı düşürülerek belli bir M_s sıcaklığına gelindiğinde austenite yapı içinde martensite yapı oluşmaya başlar. Sıcaklık düşüşü ile dönüşüm devam eder ve dönüşüm M_f (martensite bitiş sıcaklığı) sıcaklığında tamamlanır. İzotermal dönüşüm belli bir sıcaklık

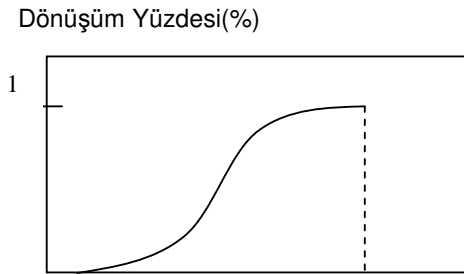
aralığında devam ettiğinden, bu dönüşümlerde şekil hatırlama olayı gözlenir^(2,45-47).

İzotermal martensite dönüşüm ilk kez Kurdjumov ve arkadaşları tarafından, sırasıyla, Fe-%6,0Mn-%2Cu-%0,6C ve Fe-%24Ni-%4,4Mn alaşımlarında, sonra Fe-%2,4Mn-%0,8C alaşımında gözlenmiştir. Daha sonra bu özellik başka alaşımlarda da incelenmiştir. Alaşımların izotermal ve atermal olması alaşımın kimyasal kompozisyonuna bağlı olmadığından, aynı alaşım içerisinde hem izotermal hem de atermal dönüşümler gözlenebilir. Fakat meydana gelen dönüşümlerin bu iki tipi için dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm sonrası ürün yapıları farklıdır^(2,45).

Atermal ve izotermal dönüşümler için dönüşümün zamana bağlılığı Şekil 2.1 ve Şekil 2.2' de verilmiştir⁽²⁾.



Şekil 2.1 Atermal dönüşüm için dönüşümün zamanla değişimi

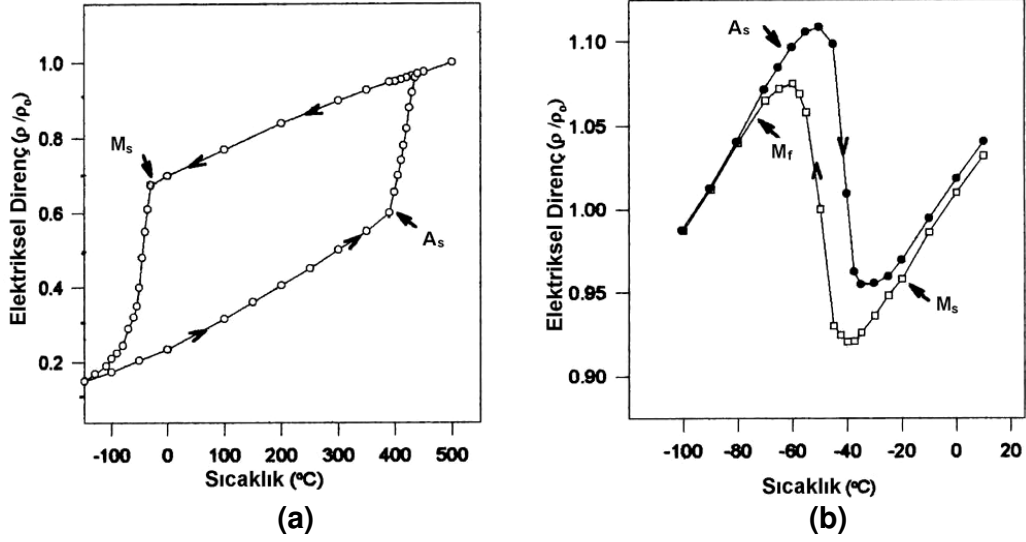


Şekil 2.2 İzotermal dönüşüm için dönüşümün zamanla değişimi

Austenite-martensite faz dönüşüm olayı belirli fiziksel şartlar altında tersinir olma özelliğine sahiptir. Bilindiği gibi termoelastik martensite, düşük sıcaklık ya da gerilme değişimleri ile harekete geçebilen düşük enerjisine ve parlak ara yüzeyine göre karakterize edilir. Bunun sonucu olarak termoelastik martensite, dönüşüm esnasında simetri kaybı yüzünden sınırlandırılmış olarak tersinebilir. Bu tip dönüşümlerde, martensite plakalarının büyümesi ve tekrar geriye küçülmesi, termal ve elastik etkiler arasındaki bir denge altında meydana gelir ve böylece tersinirlik sağlanır. Isıtma ve soğutma işlemleri altında tersinirlik özeliği sergileyen bazı martensiteler “*termoelastik martensite*” olarak adlandırılır^(2,8,35,48).

Şekil 2.3.a’ da görüldüğü gibi Fe-Ni alaşımında dönüşüm sıcaklığının histeresisi oldukça geniştir ve bu alaşım *termoelastik olmayan* martensitik dönüşüm sergiler. Bu tip bir dönüşümde M_s sıcaklığının A_s sıcaklığından daha düşük olduğu şekilden de görülmektedir.

Şekil 2.3.b’ de Cu-%38,8Zn alaşımı için martensite ve ters dönüşümle ilgili olarak elektriksel direncin sıcaklığa göre değişimi verilmektedir. Termoelastik dönüşümler Cu-Al-Ni, Cu-Zn, Au-Cd gibi alaşımların yanında demir bazlı olmayan In-Tl, Mn-Cu bazı alaşımlarda da incelenmiş ve bu tip dönüşümde sıcaklık histeresisi eğrisinde (A_s - M_s) sıcaklık farkının oldukça küçük olduğu görülmüştür^(2,13,48).



Şekil 2.3.a. Fe-Ni, **b.** Cu-Zn alaşımlarında martensite dönüşüm boyunca elektriksel direncin sıcaklıkla değişim eğrisi⁽²⁾

Bazı alaşımlarda, M_s sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta bir gerilme uygulandığı zaman, mekanik olarak elastik martensite termoelastik davranış gösteren alaşımlarda gerilmeye sebep olur. Oluşan zor-etkili (stress-induced) martensite plastik deformasyon oluşmasına neden olur ve zorun kaldırılması üzerinden ters dönüşümden dolayı deformasyon kaybolur bu olay “*Super-elastisite*” veya “*Pseudo-elastisite*” olarak bilinir. Pseudo-elastisite özellik Chang ve Read tarafından Au-Cd alaşımında gözlemlendi. Bu şekilde üretilmiş alaşımlar sıradan metalik malzemelerden daha fazla eğilip bükülebilme özelliğine sahiptir^(27,49). Martensitik dönüşümlerin genel özellikleri şu şekilde özetlenebilir.

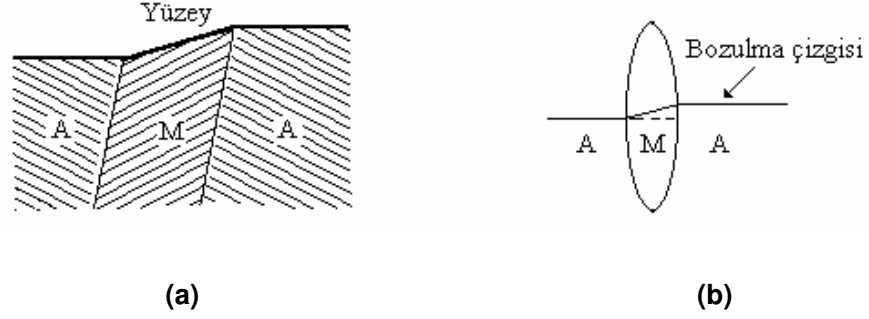
- Martensitik faz, ara bir katı çözüldür.
- Dönüşüm difüzyonsuzdur. Kristaldeki atomların komşulukları, dönüşüm öncesi ve sonrası aynıdır.

-Dönüşüm, sınırlı bir şekil değişikliği ile meydana gelir. Martensite faz oluşurken farklı morfolojilerde ortaya çıkabilir. Bunlar; ince plaka (thin-plate), iğne biçimli (needle-like), kama (wedge) ve benzeri şekillerdir. Martensite plakaları eğer kristal yüzeyinde oluşursa, yüzey kabartılarına yol açar. Bu yüzey kabartıları martensitik faz dönüşümünün en belirgin özelliklerindedir. Şekil 2.4.a.b' de yüzey kabartıları ve bozulma çizgisi verilmiştir.

-Martensitik bir dönüşümde, bozulmamış olarak kalan ve ana faz ile ürün fazı ayıran düzleme yerleşme (habit) düzlemi denir. Habit yerleşme düzlemi değişmez bir düzlemdir ve bu düzlem üzerindeki doğrultular bozulmamıştır.

-Austenite faz ile martensite faz örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı (orientation relationship) vardır.

-Martensitik dönüşüm için örgü kusurları gereklidir. Martensitik faz dönüşümü; atomların toplu hareketiyle oluştuğundan; dislokasyonlar, yığın hataları ve ikizler gibi örgü kusurları kaçınılmazdır. Bu nedenle ürün martensitik faz; ikizler, yığılma kusurları ve dislokasyonlar gibi birçok örgü kusurları ihtiva eder^(2,8).



Şekil 2.4 Austenite ve martensite yapı arasındaki sınırlı şekil değişimi
a) Martensitik yüzey kabartması, **b)** Bozulma çizgisi⁽²⁾

2.1.2. Martensitik Faz Dönüşümün Yapısal Özellikleri

Austenite faza uygulanan çeşitli fiziksel etkenler ile oluşturulan martensitelerin yapısı ve dış görünüşlerine göre martensitik dönüşümler üç gruba ayrılır. Birinci gruba, sıcaklığın hızla düşürülmesi ile oluşturulan martensiteler girer. Bu martensite oluşumlarında yalnızca soğutma etkisi vardır. Soğutma sonucu oluşturulan martensiteler ilk kez Bain modeli ile açıklanmıştır. İkinci grupta; M_s sıcaklığının hemen altında uygulanan ve elastik sınırı aşmayan zorla etkilendirilerek soğutma ile meydana getirilen martensitik dönüşümü vardır. Üçüncü grupta ise M_s sıcaklığının üzerinde zorlanma ile meydana getirilen martensite dönüşümler vardır^(2,8).

Austenite kristal yapısı, bir T_0 sıcaklığında termodinamik dengededir. Kristal yapısı bu sıcaklıktan hızlı bir şekilde soğutulduğunda, kritik bir M_s sıcaklığından sonra, austenite kristal yapısı içerisinde martensite yapısı oluşmaya başlar. M_s sıcaklığı değişik alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. Bu şekilde oluşturulan martensite'ler soğutma etkisiyle oluşturulmuş

martensitik dönüşümler adını alırlar. M_s martensite dönüşüm sıcaklığının hemen altında uygulanan ve elastik sınırı geçmeyen zorlar, austenite yapıda deformasyona sebep olmaksızın martensite dönüşümüne yardımcı olurlar. Bu şekilde oluşturulan martensiteler zor ile oluşturulmuş (stress-induced) martensiteler adını alır⁽⁵⁰⁾.

Kristalografik açıdan normal plaka martensite kristalleri ile aynı yapıda olan bu martensite dönüşümünde zorun artması ile meydana gelen martensite kristalleri daha ince ve uzun bir şekil alırlar. Bu şekillenme; deformasyon miktarının artması ile austenite yapı içerisinde bir takım dislokasyonların oluştuğu ve martensite kristallerinin yerleşme düzlemi üzerinde bulabildiği boş yerlere yerleştiği ve kalınlaşmak yerine uzamayı tercih ettiği anlaşılır. Dışardan uygulanan bu mekanik zor M_s sıcaklığını da artırır. Zor ile meydana getirilmiş martensiteler soğutma ile meydana getirilmiş martensite'lerden daha yüksek sıcaklıklarda meydana gelir. M_d zor ile etkilendirilmiş martensite dönüşüm sıcaklığı, demir alaşımları için yaklaşık olarak $(M_s + 50)^\circ\text{C}$ civarındadır. Martensitik dönüşüm sıcaklığının hemen üzerindeki bir sıcaklıkta oluşturulan martensitelere; zorlanma etkisi ile meydana getirilmiş martensite'ler (strain-induced) adını alır^(2,8,50).

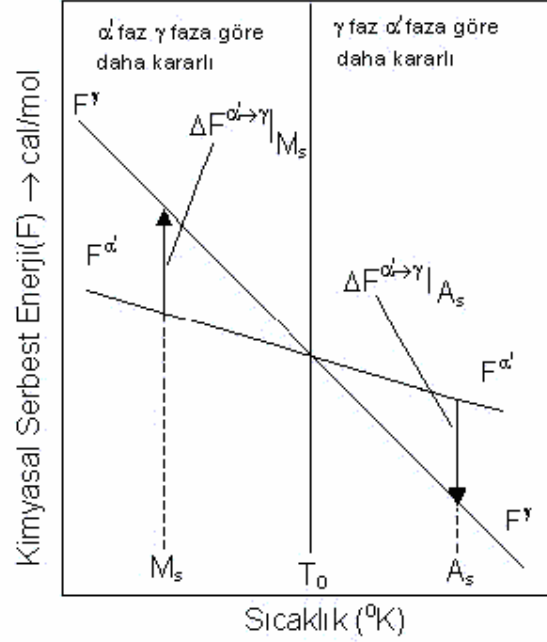
2.1.3. Martensitik Faz Dönüşümün Kinetik Özellikleri

Malzemelerin özellikleri; içerdikleri fazların cinsine, sayısına, oranına ve biçimine bağlıdır. Bir malzeme sisteminin sıcaklığı değiştiğinde atomların enerjisi, dolayısı ile hareket yeteneğide değişir ve olanak verildiği zaman

genellikle düşük enerjili kararlı denge yapısı oluştururlar. Fazların oluşumunda ve dönüşümünde en önemli ana neden enerjidir. Enerji içeriğini değiştiren üç ana etken vardır; sıcaklık, basınç ve kimyasal bileşim. Mevcut koşullar değişirse enerji içeriği değişir ve denge bozulur. Atomlar daha düşük enerji gerektiren başka bir denge konumuna geçerek değişik biçimde dizilirler⁽⁵¹⁻⁵³⁾.

Dönüşümün gerçekleşmesi için; yüzey enerjisi ve dönüşüm zorlanma enerjisi şarttır. Ana faz ve ürün fazın serbest enerjileri aralarındaki fark gerekli ek enerjiyi aşmalıdır. Bunlardan başka austenite-martensite dönüşümünün gerçekleşebilmesi için, martensite fazın kimsayal serbest enerjisinin austenite fazın serbest enerjisinden düşük olmalıdır. İki faz arasındaki serbest enerji farkı dönüşüm için gerekli sürücü kuvvetini verir. Sürücü kuvvet sistemin sıcaklığına ve uygulanan zorun miktarına bağlıdır^(53,8).

Çelikler için γ sembolü austenite (ana) faz, α' sembolü ise martensite (ürün) fazdır. Şekil 2.5' te çelikler için serbest enerjinin sıcaklıkla değişimi verildi⁽⁵³⁾. Bu değişim incelendiğinde: ana faz T_0 sıcaklığında termodinamik dengededir. Termal olarak dönüşümün başlayabilmesi için, ana ve ürün fazların kararlı durumda oldukları T_0 denge sıcaklığının altına düşürülmelidir. Metal difüzyona izin verilmeyecek şekilde hızlı soğutulduğunda, kritik bir M_s sıcaklığından sonra ana faz içerisinde ürün faz oluşmaya başlar. Metal bu yüksek sıcaklıktaki kararlı durumdan, daha düşük kararlı duruma geçerken, enerjisi azalır. Serbest enerjideki ortaya çıkan bu değişim, dönüşüm için gerekli sürücü kuvveti açığa çıkarır^(2,54).



Şekil 2.5 Austenite (γ) ve martensite (α') fazlarının serbest enerjilerinin sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi⁽⁵³⁾

Kimyasal serbest enerji değişimi

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

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

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

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

$$dE + PdV - TdS = 0 \quad (2.3)$$

şeklindedir ve Gibbs Serbest Enerjisi

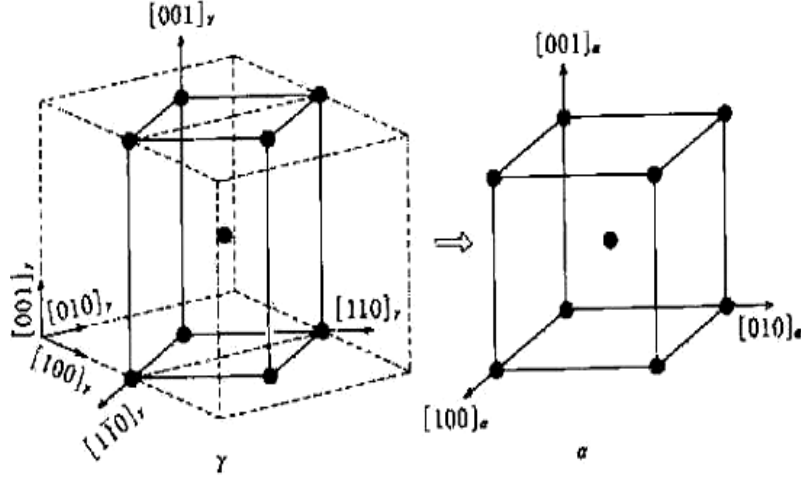
$$G = E + PV - TS \quad (2.4)$$

olarak verilir^(2,53,55).

2.1.4. Martensitik Faz Dönüşümlerinin Kristalografisi

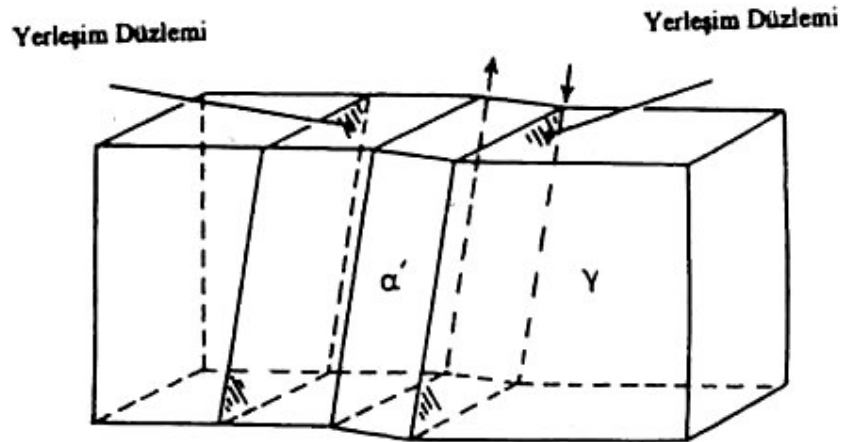
Martensitik dönüşümler difüzyonsuz faz dönüşümleri olduklarından; bu dönüşümde atomik yer değiştirme atomların komşulukları değişmeden austenite faz (γ) farklı bir kristal yapı olan martensite (α') faza dönüşür. Karbon çeliklerinde martensitik dönüşümün kristal yapısı kübik (f.c.c.) birim hücrelerinden hacim merkezli kübik (b.c.c.) veya cisim merkezli tetragonal (b.c.t.) birim hücrelerindedir. Bu dönüşümü açıklayan ilk model Bain (1924) tarafından ortaya konulmuştur^(7,56). Şekil 2.6' da Bain'e göre austenite yapının martensite yapıya dönüşümü verilmiştir. Bir örgüyü başka bir örgüye dönüştüren bir homojen distorsiyon örgü deformasyonu olarak bilinir ve f.c.c. yapıyı b.c.c. ya da b.c.t. yapıya dönüştüren özel durumda Bain distorsiyonu olarak adlandırılır⁽⁵⁷⁾.

Bu modele göre; yüz merkezli kübik kristal yapıya sahip atomlar komşuluklarını korurlar, fakat aralarındaki uzaklıklar x' ve y' eksenleri üzerinde yaklaşık %12 oranında artarken, z' ekseninde aynı şekilde yaklaşık %20 azalır ve hacim merkezli tetragonal yapıya geçebilir^(7,58).



Şekil 2.6 Austenite yapının martensite yapıya dönüşümü için Bain Distorsiyonu

Kristolografik açıdan “austenite-martensite” dönüşümlerin en belirgin özelliği; “austenite-martensite” yapı arasındaki ortak bir arayüzey düzleminin bulunmasıdır. Martensitik dönüşüm olayından sonra oluşan martensite yapıyı, austenite yapıdan ayırması gereken ve düzlem olduğu varsayılan sınıra da “habit düzlemi ” denir. Şekil 2.7’ de verilmiştir. Bütün martensite dönüşümler; “austenite” ve “martensite” fazlar arasında belirli bir dönme bağıntısına (orientation relationship) yol açar^(2,59,60).



Şekil 2.7 Austenite kristalinde ortaya çıkan martensite habit düzlemi

Uzun yıllar bain modeli austenite-martensite dönüşümlerinin kristalografisini açıklamada yeterli sanıldı. Fakat dönüşümlerinin kristalografisi üzerine yapılan deneysel çalışmalar, bu tip faz dönüşümlerinin sadece Bain zorlanmasıyla açıklanamayacağını, Bain zorlanması ile birlikte kesme ve dönme tipi mekanizmaların da bulunması gerektiğini ortaya koymuştur^(57,61)

Austenite(γ) ve martensite(α') arasındaki dönme bağıntılar ilk kez Fe-%1,4C alaşımında Kurdjumov ve Sachs (1930) tarafından⁽⁶²⁾ x-ışınları yöntemi kullanılarak;

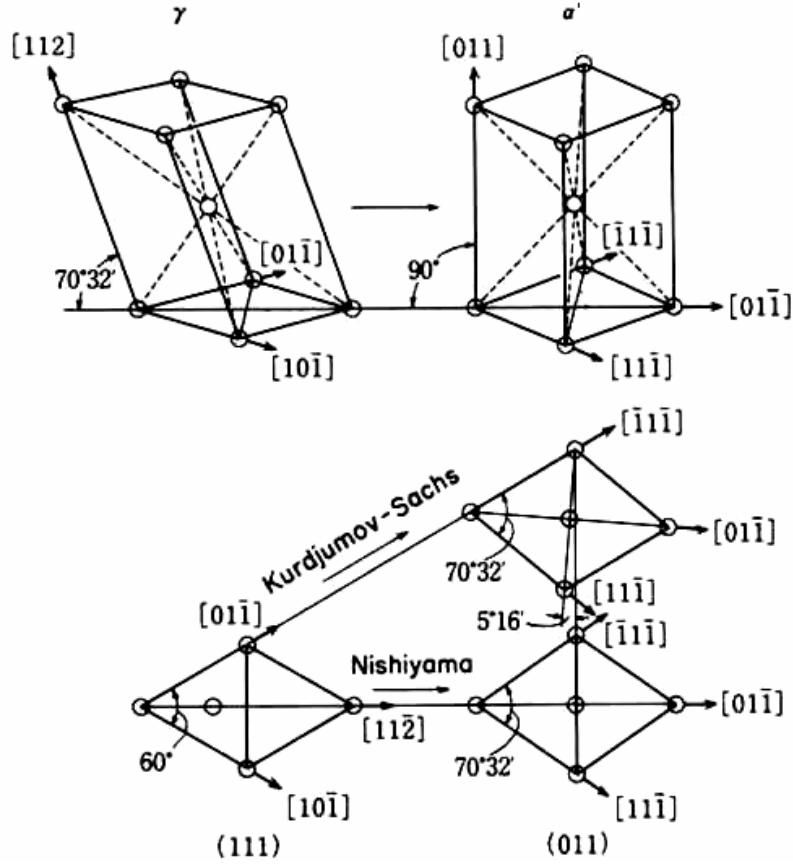
$$(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha'} , [\bar{1}01]_{\gamma} // [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha'}$$

şeklinde gözlenmiştir.

Daha sonra Nishiyama (1934) tarafından⁽⁴⁾ Fe-%30Ni (%28 Ni' den daha fazla) alaşımlarında yönelim bağıntıları

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

şeklinde ortaya konulmuştur. Şekil 2.8' de Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama kesme mekanizmaları verilmiştir.



Şekil 2.8 Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama kesme mekanizmaları

Greninger ve Troiano(1949)⁽⁶³⁾ 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. Bu modeller tüm alaşım sistemleri için genelleştirilmemelerine rağmen yinede dönüşümün kristolografisini açıklamada kısmen başarı elde etmişlerdir⁽⁵⁷⁾.

Bain modelinin dönüşümü tam olarak açıklayamaması üzerine yeni kristolografik teoriler ortaya konulmuştur. Bunlar, 1953 yılında Wechler,

Lieberman ve Read (WLR)⁽⁶⁴⁾, Bowles ve Mackenzie(BM)⁽⁶⁵⁾ tek bozunmalı veya klasik teoriler olarak tanımlanan kristalografik teorilerdir. Bu teoriler; austenite-martensite faz dönüşümleri tamamlandıktan sonra, iki yapı arasında dönme ve bozunmaya uğramamış bir düzlemin bulunabileceğini varsayarlar⁽⁶⁶⁾.

WLR ve BM teorilerinde 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. Daha sonraları düşük karbonlu çelikler için Kelly ve Nutting yalnızca birkaç martensite düzlemi için ikizlenmelerden bahsetmişlerdir⁽⁶⁴⁾.

WLR ve BM teorileri birçok dönüşüme başarı ile uygulanmasına rağmen daha sonraki yapılan elektron mikroskobu deneylerinde; bazı martensite kristallerinde ikizlenme ve kayma türü şekil bozulmalarının sayısının, bu teorilerin aksine birden fazla olabileceği görülmüştür⁽⁵⁷⁾.

2.1.5. Bainitik Faz Dönüşümü

Bainite yapı pearlite ile martensite yapı arasında kalan bir yapı olarak tanımlanır. Bainite faz dönüşümü alt bainite (lower bainite) ve üst bainite (upper bainite) olmak üzere ikiye ayrılır. Bu yapıları birbirinden ayıran özellikler dönüşüm sıcaklıkları ve morfolojileridir. Bainite faz dönüşümünde; tüylü olan kısımlar alt bainite (lower bainite, 250-350°C), uzun ve çubuksu olan kısımlar ise üst bainite (upper bainite, 350-550°C) yapılarıdır^(51,67,68). Alt

bainite yapı; martensite yapı ile büyük benzerlik gösterirken, üst bainite yapı pearlite yapıya benzer. Pearlite dönüşümüne yakın bölgeler üst bainite, martensite dönüşümüne yakın bölgeler alt bainite dönüşümü verir. Cu-Zn alaşımlarında plaka (plate-shaped) bainite kritik sıcaklık 300-350°C' de oluşurken, çubuk şekilli (rod-shaped) bainite yapının daha yüksek sıcaklıklarda oluştuğu gözlenmiştir⁽⁶⁹⁾.

Bainite yapıda her bir plaka hem kalınlık olarak hem de uzunlamasına büyür. Üst ve alt bainite için gelişme hızları farklıdır. Üst bainite yapıda hız daha yüksektir. Dönüşüm hem tane içlerinde hem de tane sınırlarında başlayabilir. Bainite iğneleri dönüşüm sıcaklığına bağlı olan hıza uygun olarak gelişir ve büyüme tane sınırlarında, yabancı atom veya diğer bainite iğnelerinden oluşan engellere kadar devam eder. Bainite iğneleri tane sınırı üzerinden gelişimini sürdüremez, fakat çoğu zaman tane sınırlarına temas ettiklerinde aynı tane içerisinde diğer bir doğrultuda yeni bainite iğneleri meydana getirir^(51,70,71).

Aynı anda bainitik yapı ile birlikte martensite yapı meydana gelebilir. Fakat bainite yapı dönüşümü engellenirse sadece martensite yapı elde edilir ve bainite yapı görülmez. Bu durum bainite yapının oluşumundaki difüzyon ve bainite bölgesinin hızlı geçilmesi ile açıklanabilir. Bainite ve martensite yapının kristolografisi oldukça birbirine benzer. Fakat bainite ve martensite yapının ayrıntılı kristolografisi farklıdır. Bainite yapı termoelastik olmayan özellik ve şekil hatırlama etkisi sergiler⁽⁷⁰⁾.

Literatürde bazı bakır bazlı alaşımlarda çökelti ve bainite yapılarının birlikte meydana geldiği gözlenmiştir. Bu alaşımlardan bazıları; Cu-Zn,

Cu-Zn-Al, Cu-Zn-Au, Cu-Al-Ni-Mn-Ti alaşımlarıdır. Cu-Al-Ni-Mn-Ti alaşımlarında gözlenen ince ve geniş bainite çökeltilerine benzer bainite yapılar tez çalışmasına konu olan Cu-Al-Mn alaşımında da gözlenmiştir (1,68,70-,72).

Martensite yapı ile bainite yapı arasındaki farklar aşağıdaki gibi özetlenebilir.

-Alt bainite yapı ile yüksek karbonlu martensite yapı birbirine oldukça benzerdir. Fakat ayrıntılı kristografileri birbirinden farklıdır.

-Bainite yapı oluşumu difüzyonlu bir faz dönüşümü iken martensite yapı difüzyonsuz bir faz dönüşümüdür.

-Bainite yapı ile martensite yapının habit düzlemleri birbirinden farklıdır.

-Bainite yapı, martensite yapıya göre daha düşük bir mekanik özelliğe sahiptir.

-Bainite yapı oluşumu engellendiğı zaman martensite yapı gözlenebilir.

-Bainite yapının dönüşüm sıcaklığı, martensite yapının dönüşüm sıcaklığından daha yüksektir.

-Austenite yapı ile bainite yapı arasında herhangi bir yönelim bağıntısı bulunamamıştır. Austenite yapı ile martensite yapı arasındaki yönelim bağıntısı ise Kurdjumov-Sacks ve Nishiyama gibi birçok araştırmacı tarafından ortaya konulmuştur.

-Bainite yapı izotermal ve sürekli soğutma ile meydana gelen bir faz dönüşümüdür. Martensite yapı ise hem izotermal hem de atermal olarak meydana gelen bir faz dönüşümüdür^(73,74).

2.1.6. Çökelti Oluşumu

Çökelti, eriyebilirlik sınırı aşıldığında ana fazdan oluşan ikinci bir katı fazdır. Genellikle ana faz sürekli ve ikinci faz ana fazdan çökeler. Ana faz nispeten yumuşak ve sünek iken, çökelti veya ikinci faz sert, kırılğan, yuvarlak ve süreksiz (kesintili) olmalıdır. Süneklik, malzemenin bir kuvvet uygulandığında kopmaksızın kalıcı şekil değiştirme yeteneğidir. Çökelti en kolay tane sınırlarında veya diğer örgü kusurlarında çekirdeklenir ve büyür. Normal olarak çökeltinin büyümesi difüzyon gerektirir. Bu reaksiyonlar yavaş olarak gelişir, çünkü atomların katı içindeki difüzyonu yavaş olur. Ancak difüzyon, yüksek sıcaklıklarda daha kolay ve hızlıdır. Ana faz içinde çökelti dislokasyonların kaymasına engel teşkil eder. Buna karşın yapı, alaşımın bütününe en azından biraz süneklik sağlar^(1,67).

Çökelti sürekli olsaydı çatlaklar yapının her yerine doğru büyüyebilirdi. Fakat kırılğan çökeltideki çatlakların büyümeleri, çökelti-yapı ara yüzeyinde tutularak önlenir. Çökelti parçacıkları çok sayıda ve küçük olmalıdır. Küçük çökelti sayısının artması, kayma işlemiyle kesişme ihtimalini arttırır. Çökelti miktarının artması alaşımın dayanımını arttırır⁽⁶⁷⁾.

Uygulanan zor ile bakır bazlı alaşımların β -faz yapısında çökeltilerin asimetric bir şekilde oluşmasını ve büyümesini sağlar. Çökelti parçacıklarının iğnesel veya keskin köşeli olması yerine yuvarlak olması istenir. Yuvarlak çökeltinin çatlak başlatma veya çentik başlatma olarak davranma ihtimali daha azdır^(75,76).

Çökeltiler uyumlu ve uyumsuz olmak üzere ikiye ayrılır. Uyumsuz çökeltinin kristal yapısı ana fazdan farklıdır. Uyumlu çökelti yüksek gerinim enerjisi ve düşük yüzey enerjisine, uyumsuz çökelti ise, düşük gerinim enerjisi ve yüksek yüzey enerjisine sahiptir^(68,77).

2.2. Bakır Bazlı Alaşımlar

2.2.1. Faz Diyagramları

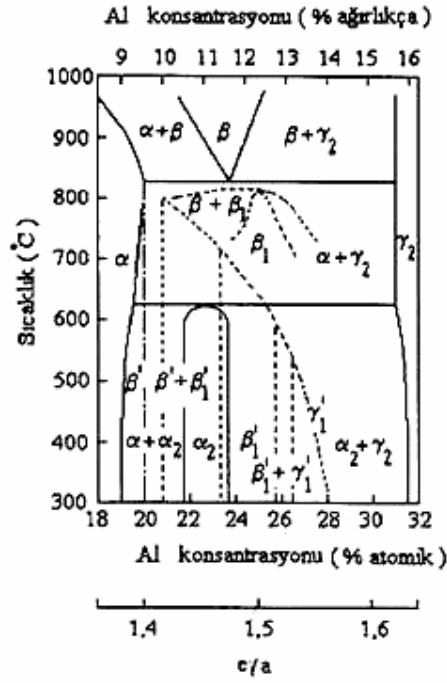
Şekil hatırlamalı bakır bazlı alaşımlar kararlı iki faza sahiptir. Bu fazlar austenite olarak isimlendirilen yüksek sıcaklık fazı ve martensite olarak isimlendirilen düşük sıcaklık fazıdır. Termoelastik martensite dönüşümün gerçekleştiği alaşımlarda, ana faz temel olarak b.c.c. yapılı süper örgülere sahiptir ve β -faz alaşımları olarak adlandırılır⁽⁸⁾.

Cu-Al sistemlerine ait faz diyagramı incelendiğinde yüksek sıcaklık bölgelerinde ağırlıkça %12 Al oranında b.c.c. yapılı β -faz bölgesi vardır. Bir denge durumunda, yavaş soğuma sırasında β -faz, ötektoid ayrışma yolu ile 570°C civarında iki faza ayrılır. Biri γ_2 -faz (γ pirinç tipi yapı) ve diğeri α -faz (f.c.c.)' dir. Bu nedenle, yüksek sıcaklıklardan (β -faz bölgesinden) hızlı soğutma yapılırsa, ötektik ayrışma önlenerek M_s 'nin altındaki sıcaklıklarda martensitik dönüşüm gözlenir. Al oranı %11' den fazla olunca düzensiz β -faz düzenli-düzensiz geçiş sıcaklığı T_c ' de düzenli β_1 -faza (DO_3) dönüşür^(67,75,76).

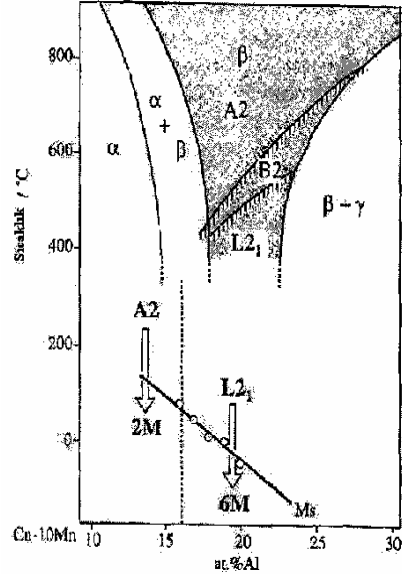
Cu-Al sistemlerinde γ_2 -fazın çökmesini hızlı soğutma bile önleyemez. Bu nedenle Cu-Al alaşım sistemine Mn, Ni ve Be gibi elementler ilave edilir. Cu-Al alaşım sistemine eklenen mangan (Mn) b.c.c. (β) ana fazı dengeler ve β -faz bölgesini genişletir. Mangan (Mn)' ın eklenmesi yüksek sıcaklıklarda β -fazını daha kararlı yapar^(26,77-80).

Yarı kararlı ferromagnetik Heusler $L2_1$ (Cu_2AlMn) faz bölgesi, β -tek fazının bileşim oranı aracılığı ile konumlanır, bu bileşim bölgesinde ve $400^\circ C$ altında, düşük sıcaklık oranlarında birbirine benzeyen denge fazları, β fazı değil, $Cu_3Mn_2Al_2$ (γ - bronz tipi) ve β -Mn (β -Mn tipi) fazlarıdır^(30,78).

DO_3 ve $L2_1$ fazları arasındaki faz dengesi, %25' in altındaki alüminyum miktarına sahip alaşımlar için belirlenebilir ancak daha yüksek alüminyum miktarları olan alaşımlarda faz dengesini deneysel olarak belirlemek zordur. Çünkü sabit γ fazının hareket kinetiği o kadar hızlıdır ki sadece çabuk katılaşma γ -fazının şekillenmesini tetikleyebilir. ^(77,78). Cu-Al ve Cu-Al-Mn alaşımının faz diyagramı Şekil 2.9.a.b' de verilmiştir.



(a)



(b)

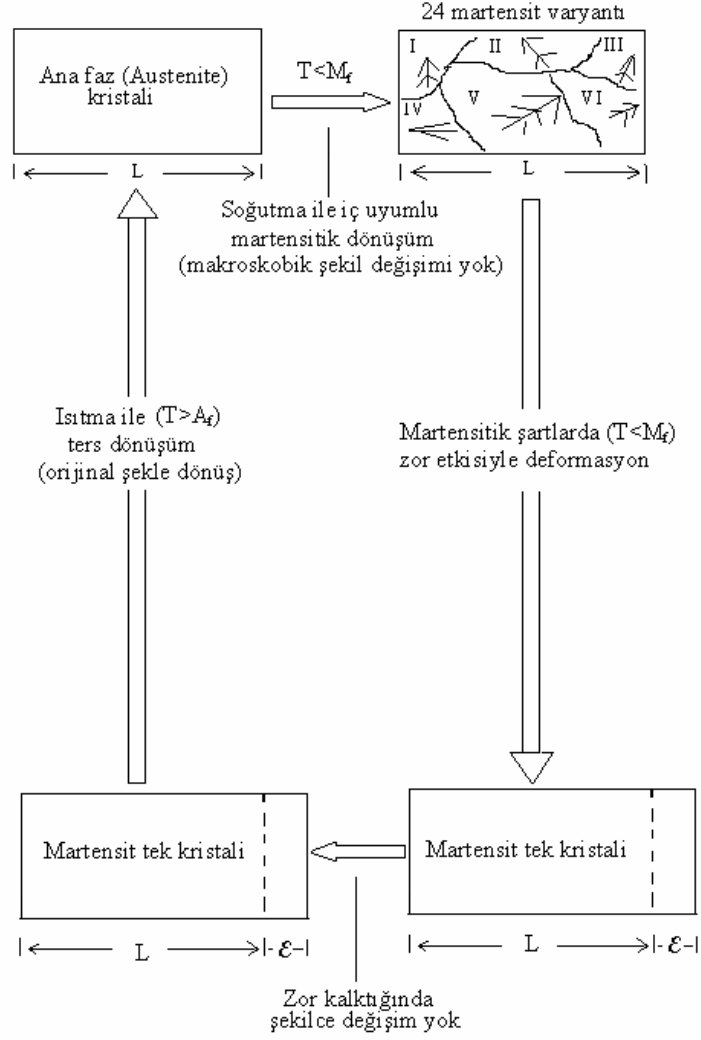
Şekil 2.9 Faz Diyagramları **a)** Cu-Al alaşımasının faz diyagramı, **b)** A2/B2 ve B2/L₂ Düzenli düzensiz geçiş tane sınırları ve martensite geçiş sıcaklıkları ile Cu-Al-Mn için faz diyagramında dikey kesimin gösterilişi^(79, 80)

2.2.2. Şekil Hatırlama Özelliği

Şekil hatırlamalı dönüşüm ilk kez AuCd alaşımlarında, 1942 yılında Chang ve Read tarafından gözlenmiş, 1948' de söz konusu yapısal dönüşümün pirinç malzemede de olduğu görülmüştür⁽⁸⁾. 1951 yılında ise AuCd alaşımlı bir çubukta şekil hafızasının tespit edilmesinden sonra 1962' de Buehler ve arkadaşları tarafından eş-atomlu nikel titanyum alaşımlarda şekil hafıza etkisi belirlenmiştir. 1979' dan önce bu davranışın sadece bu üç alaşımda olduğu düşünülüyordu. Fakat 1970' te benzer davranış CuAlNi alaşımında da gözlemlendi^(42,43,57).

Çoğu şekil hatırlamalı alaşım sistemlerinin arasında en yaygın olarak; NiTi, CuAlNi ve CuAlZn alaşımları üzerinde çalışılmıştır. Şekil hatırlamalı NiTi alaşımlarının düşük dönüşüm sıcaklıkları, zor üretimi ve yüksek maliyetleri bu alaşımlar için bir dezavantajdır. Fakat düşük maliyet, elektrik iletkenliği ve kolay üretilmesinden dolayı şekil hatırlamalı bakır bazlı alaşımlar geniş bir uygulama alanına sahiptir. Şekil hatırlamalı NiTi alaşımları özellikle yaygın olarak endüstriyel ve biyomedikal uygulamalarda kullanılır⁽⁸¹⁻⁹⁵⁾.

Şekil hatırlama mekanizması Şekil 2.10' da verilmiştir. $T < M_f < M_s$ sıcaklığında tamamen martensite fazda olan bir numuneye dışarıdan uygulanan zor ile onun şekli değişir. Burada M_s ve M_f sıcaklıkları sırasıyla martensite başlama ve bitiş sıcaklıklarıdır. Yapılan plastik deformasyon sonucunda zor ortadan kaldırılınca numune deforme edilmiş şeklini korur. Plastik deformasyonu ortadan kaldırmak için deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T < A_f < A_s$ olacak şekilde artırılır. Burada A_s austenite başlama sıcaklığı, A_f ise austenite bitiş sıcaklığıdır. Uygulanan bu ısıtma sonucu numune deformasyondan önceki eski (orijinal) faza, yani austenite yapıya ulaşır ve austenite durumdaki şeklini alır. Numunenin bu şekilde bir dönüşüm mekanizması ile eski (orijinal) şeklini alması olayına “*şekil hatırlama olayı*” denir. Şekil hatırlamalı alaşımlarda martensitik geçişler termoelastiktir. Şekil hatırlama etkisi sadece termoelastik dönüşüm sergileyen alaşımlarda değil, aynı zamanda termoelastik olmayan martensitik dönüşüm gösteren alaşımlarda da gözlenir⁽⁹⁶⁻¹⁰⁴⁾.



Şekil 2.10 Şekil Hatırlama Olayının Mekanizması⁽⁸⁾

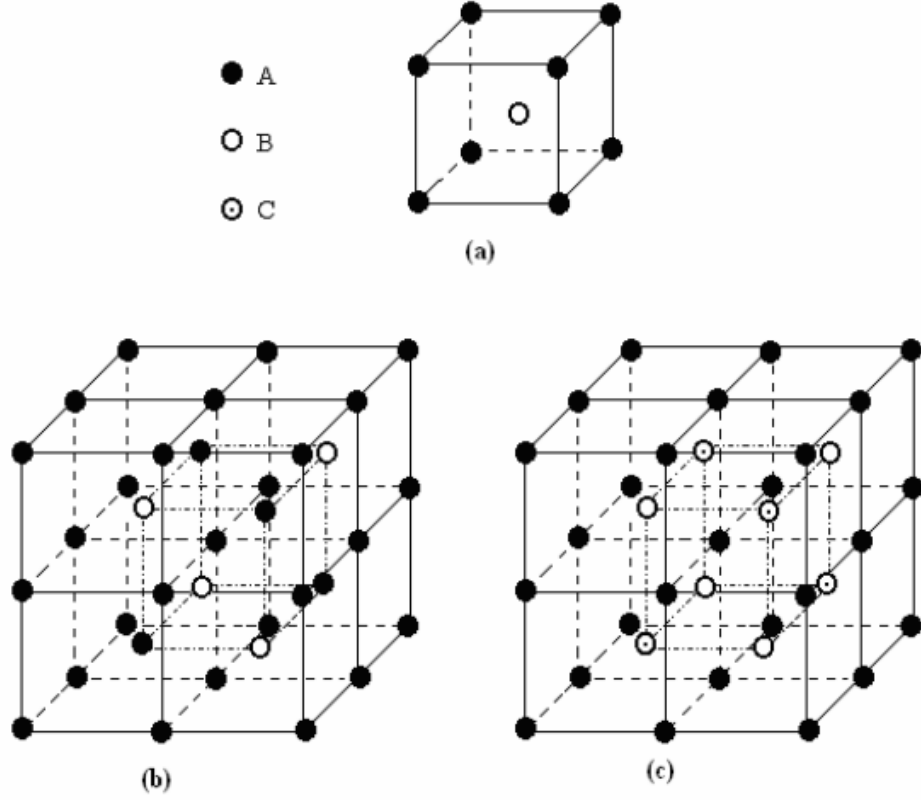
2.2.3. Ana Fazın Kararlılık Durumu

Termoelastik martensite dönüşümün gerçekleştiği alaşımlarda, ana faz temel olarak bcc yapılı süper örgülere sahiptir. InTi, FePd ve MnCu alaşımlarında ise ana faz düzensiz ve f.c.c. kübik yapıdadır. Metal alaşımlarının β -fazlarının çoğunun elektron/atom (e/a) oranı $3/2$ 'ye yakındır.

Bu gerçek ilk defa Hume-Rothery tarafından vurgulanmıştır. Bu nedenle bu fazlar aynı zamanda Hume-Rothery fazları olarak ta adlandırılmıştır. Bakır-gümüş ya da altın bazlı alaşımlar bu kategoriye aittir⁽¹⁴⁾.

Süper örgüler dönüşüm için önemlidirler. Çünkü martensitik dönüşümde ana fazın atomik düzeninin ürün faza aktarıldığı düşünülür. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda, ana fazın atomik düzeni uygulanan ısı işlem ile soğutmaya bağlı olarak değişir. Ana faz kompozisyon ve sıcaklığa bağlı olarak B2, DO₃ veya L2₁ süper örgü düzenli kristal yapılardan birinde bulunur. β faz alaşımlarında ana (austenite) faz çoğunlukla (DO₃) Fe₃Al ya da CsCl (B2) süper örgülere sahiptir^(12,105).

Bakır bazlı alaşımların β-fazları yarı kararlıdır ve bu özelliklerinden dolayı termal davranışa çok duyarlıdırlar. Bakır bazlı alaşımların β-fazları yüksek sıcaklıklarda düzensiz A2 kübik yapılara sahiptir ve düşük sıcaklıklara soğutulursa, A2→B2 (CsCl tipi düzenli) ve B2→DO₃ (Fe₃Al tipi düzenli) ya da B2→L2₁ (Cu₂MnAl tipi düzenli) dönüşümler sergilerler. Bu alaşım sistemlerinde ana faz (β) yüksek sıcaklıklarda kararlıdır. Yine sadece yüksek sıcaklıklarda kararlı olan β faz yeterli hızda soğutma ile düşük ısıda, uzun ömürlü yarı kararlı halde tutulabilir. Alaşımın çeşidine bakılmadan; yaklaşık 50:50 kompozisyon oranına sahip olan alaşımların β fazları CsCl tipi (B2 süper örgü) düzenli yapıdadır ve β₂ ile gösterilir. Yaklaşık 75:25 kompozisyon oranına sahip olan alaşımların beta fazları Fe₃Al tipi (DO₃ süper örgü) düzenli yapıdadır ve β₁ ile gösterilir^(8,106-110). Fe₃Al (DO₃), CsCl (B2) ve L2₁(Cu₂MnAl) tipi süper örgülerin kristal yapı birimleri Şekil 2.11' de verilmiştir.



Şekil 2.11 Süper Örgülerin Kristal Yapı Birimleri **a)** CsCl, **b)** Fe₃Al, **c)** Cu₂MnAl tipi düzenli kristal yapı birimi⁽⁸⁷⁾

2.2.4. Martensite Yapıları

Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda, ana fazın atomik düzeni uygulanan ısı işlemi ile soğutmaya bağlı olarak değişir. Bu alaşım sistemlerinde ana faz (β) yüksek sıcaklıklarda kararlıdır. Daha düşük sıcaklıklara soğutulursa, yarı kararlı B2, DO₃ veya L2₁ şeklinde düzenli süper örgü yapılarında kalabilir. Yine sadece yüksek sıcaklıklarda kararlı olan β faz yeterli hızda soğutma ile düşük ısıda, uzun ömürlü yarı kararlı halde

tutulabilir. Fakat bakır bazlı alaşımların β -fazları yüksek sıcaklıklarda düzensiz (disordered) yapıdadır. Martensitik dönüşümden önce uygun soğutma ile düzenli (ordered) yapılar oluşturulabilir. Düzenli β -fazı daha fazla soğutmaya martensitik faza dönüşür. Daha ileri soğutmalarda, kompozisyon oranına bağlı olarak değişik türde martensitik geçişler olur⁽¹⁰⁸⁾.

Atomların difüzyonunu önlemek için hızlı soğutma yapılırsa, β -faz bir martensit faza dönüşür. β -faz alaşımlarında martensitik dönüşüm ürünleri f.c.c. ve h.c.p. gibi sıkı paket tabaka yapılarıdır. Bu tip martensitik dönüşümün Burgers bağıntısına uyduğu kabul edilir. Sıkı paket tabaka yapılar; $\{110\}_{bcc}$ düzleminde dönüşüm kesmeleri sonucunda medyana gelir. Her düzlem üzerinde $\pm [1\bar{1}0]$ iki mümkün kesme yönü vardır. Eğer kesme, (110) düzlemine paralel her bir düzlemde benzer yönde yer alırsa ürün yapı f.c.c.'dir. Eğer her bir düzlem üzerinde zıt yönlerde değişimli kesmeler meydana gelirse ürün yapı h.c.p.'dir⁽¹⁰⁹⁾.

Martensitik yapıların farklı periyodikliğe sahip yığılım düzenleri Zhadonov ve Ramsdell notasyonları ile tanımlanmıştır. Ramsdell notasyonundaki H ve R harfleri sırasıyla hekzagonal ve rombohedral simetri için kullanılır. H ve R harflerinin önündeki sayılar aynı periyodikliğe sahip tabakaların sayısını ifade eder. Alt indisler aynı simetri ve periyodikliğe sahip yığılım düzeninin farklı tipine karşılık gelir. Zhadonov notasyonu, Ramsdell notasyonundaki periyodiklikten ziyade yığılım düzenini ifade eder. Örneğin 12R yapısının Zhadonov notasyon karşılığı $(31)_3$ tür. 9R yapısının karşılığı $(21)_3$ tür^(2,8,111).

Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı alaşımlarda martensite yapıları, belirli bir periyodik yığılıma sahip atomik düzlemlerden oluşan ve her biri tek kristal olan varyantların birbiri ile uyum içinde yapılanması şeklinde oluşur. Tek bir kristalden, kristal yapıları aynı fakat farklı kristolografik yönelimlere sahip çeşitli martensitelerin oluştuğu görülür. Bu martensitelerin her biri varyant olarak isimlendirilir. Katmanlı martensite yapıları, ana fazın $\{110\}$ düzlemleri üzerinde, $\langle 110 \rangle$ doğrultusunda $1/6 a_{DO_3}$ kadar atomların kaymaları sonucunda oluşur⁽¹¹²⁻¹¹⁴⁾.

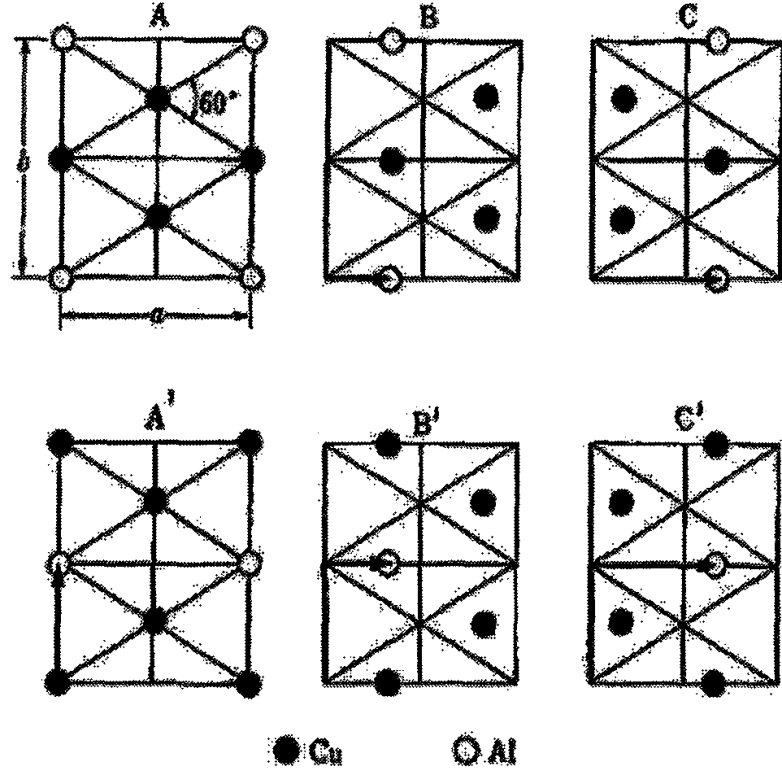
Düzenli ana fazda altı tane $\{110\}$ düzlemler ve her bir $\{110\}$ düzlemi için mümkün olan iki kayma doğrultusu vardır. Böylece on iki tane kayma doğrultusu ve katmanlı düzlem bileşimi ortaya çıkar. Her bir bileşimde kristalografik olarak eşit, iki dönmemiş ve bozulmamış (undistorted) habit düzlemi olasıdır. Martensite başlama sıcaklığının altına soğutulurken, toplam şekil değişimini en aza indirebilmek için, ana faz, birbirinin şekil değişimini gideren varyant halinde dönüşür. Ana fazdan, her bir grupta dört varyant olmak üzere toplam altı grup oluşur. Böylece tek kristal ana fazdan 24 tane farklı martensite varyantı oluşur^(114,115).

β -tipi martensitlerin kristal yapıları üç ana başlık altında toplanabilir. Bunlar sıkı-paket düzlemlerinin ardışık yığılma düzeni (stacking sequence), atomların uzun mesafe düzeni (long-range order) ve martensite temel (bazal) düzleminde atomların düzenli hegzagonal diziliminden sapmalarıdır^(116,117).

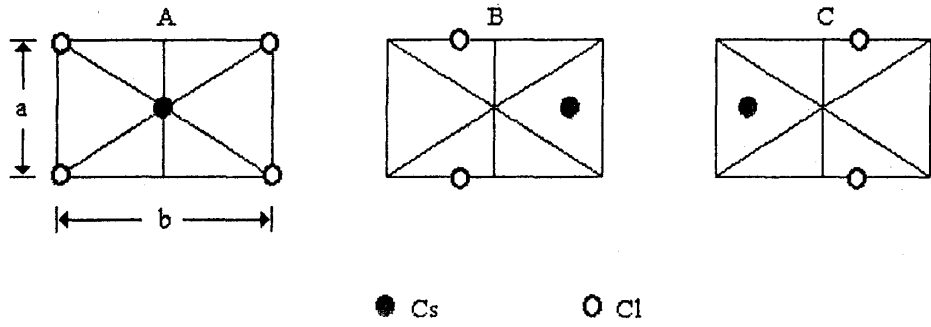
Düzenli β -fazının yaygın süper örgü yapıları, CsCl-tipi (B2) ve Fe_3Al -tipi (DO_3) yapılarıdır. Ana fazın süper örgüsüne bağlı olarak β' simgesi kullanılır. β_1 ve β_2 ana fazlarından meydana gelen martensite fazları kristal

yapılarına bağılı olarak sırasıyla β'_1 , γ'_1 veya α'_1 ve β'_2 , γ'_2 veya α'_2 ile gösterilir.

β -faz alaşımlarında meydana gelen martensitik dönüşüm (110) taban düzlemi boyunca $[\bar{1}10]$ doğrultusunda atomların kaymasıyla oluşur. Bu kayma sonucunda oluşan martensite kristalin yapısı, üç tip (A,B,C) ve altı tip (A,B,C,A',B',C') sıkı paket atomik düzlemin oluşması ile meydana gelir. A,B,C sıkı paket düzlemlerin üç tipini ihtiva eden 3R, 9R yapıları martensiteleri β_2 tipi ana fazlı alaşımlarda; A,B,C,A',B',C' sıkı paket düzlemlerin altı çeşidini ihtiva eden 6R ve 18R yapıları martensiteleri β_1 tipi ana fazlı alaşımlarda görülebilir. Bunlar α'_1 , β'_1 ve γ'_1 martensitleri sırasıyla 6R,18R ve 2H yapılarına sahiptir. DO₃ Süper örgülü β_1 ana fazdan meydana gelen periyodik yığılma yapıları martensite yapıda sıkı-paket düzlemlerin altı tipi ve B2 Süper örgülü β_2 ana fazdan meydana gelen periyodik yığılma yapıları martensite yapıda sıkı-paket düzlemlerin üç tipi Şekil. 2.12' de verildi.



(a)

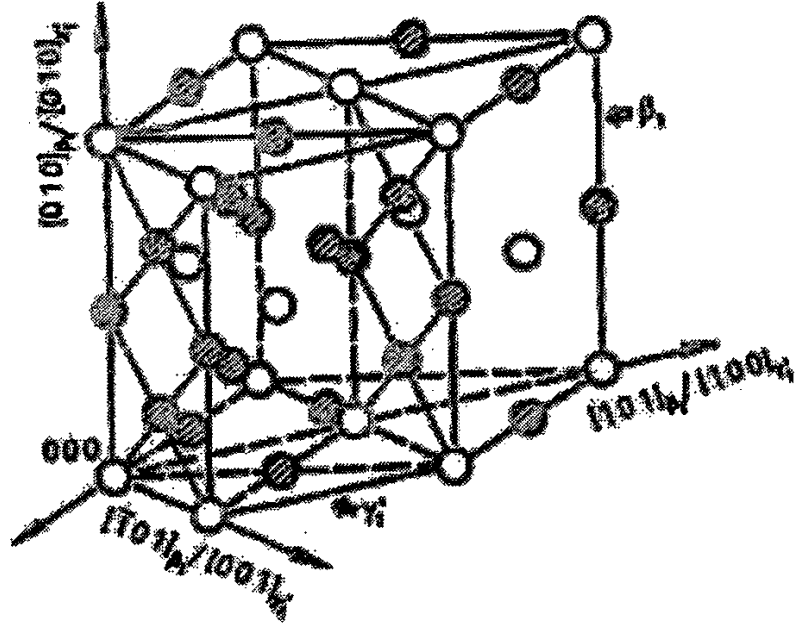


(b)

Şekil 2.12 DO_3 Süper örgülü β_1 ana fazdan ve B2 Süper örgülü β_2 ana fazdan meydana gelen periyodik yığılma yapıları martensite yapıda
a) Sıkı-paket düzlemlerinin altı tipi, **b)** Sıkı-paket düzlemlerinin üç tipi

2H martensite faz ana fazın her ikisinde de görülebilir. γ'_1 (2H) martensite faz ise, h.c.p bazlı süper yapıya sahiptir. Katmanların dizilimine bakıldığında γ'_1 martensitenin birim hücresi ortorombiktir. Cu-Al alaşımında γ'_1 (2H) martensitenin birim hücresi ve β_1 ana faz ile arasındaki yönelim bağıntısı Şekil 2.13' te verildi. Alüminyum atomları $000, \frac{1}{2}\frac{1}{2}\frac{1}{2}$ örgü konumunda iken bakır 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^(2,8).

Bazı alaşımlarda; alaşımın kompozisyonuna ve uygulanan etkiye bağlı olarak β'_1 (18R) ve γ'_1 (2H) martensiteleri birlikte meydana gelebilir. Bu iki fazın karışımından meydana gelen martensite faz β''_1 sembolü ile gösterilir. Cu-Al-Mn alaşımlarında mangan ve alüminyumun farklı miktarlarına bağlı olarak martensitik fazın üç farklı tipi α'_1 (3R), β'_1 (18R), ve γ'_1 (2H) alaşımın farklı kompozisyonlarında olduğu yapılan çalışmalarda gözlenmiştir. Yine yapılan çalışmalarda Cu-Al-Mn alaşımlarında düzenli (ordered) DO₃ (b.c.c.) ana fazından bir M18R martensitik dönüşüm sergilendiği de bulunmuştur^(15-17,109,112,115,118,119).



Şekil 2.13 Cu-Al Alaşımında γ'_1 martensite yapı modeli ve β_1 austenite faz arasındaki yönelim bağıntısı ((o) Al, (•) Cu)

Farklı martensite fazların periyodik yığılan düzenli yapılarına ait yığılma sırası;

Fe₃Al (DO₃) süper örgü düzenli (ordered) β_1 ana fazdan;

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

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

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

$$2H(\gamma'_1) \rightarrow AB' \text{ şeklindedir.}$$

CsCl (B2) süper örgü düzenli (ordered) β_2 ana fazdan;

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

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

$2H(\gamma'_2) \rightarrow AB$ şeklindedir^(105,115-122).

Şekil hatırlama olayı gösteren bakır bazlı alaşımlar, süper örgü yapıları ve düzen durumu Çizelge 2.1' de verilmiştir.

Çizelge 2.1 Şekil hatırlama olayı gösteren bakır bazlı alaşımlar⁽¹¹⁰⁾

Alaşım	Kompozisyon (% atomik)	Yapı değişimi	Sıcaklık histeresisi (°C)	Düzen
Ag-Cd	(44 - 49) Cd	B2 2H	15	Düzenli
Au-Cd	(46,5 - 50) Cd	B2 2H	15	Düzenli
Cu-Zn	(38,5 – 41,5) Zn	B2 9R Rombohedral M9R	10	Düzenli
Cu-Zn-X (X=Si,Sn,Al,Ga)	Birkaç % de	B2(D0 ₃) 9R, M9R (18R,M18R)	10	Düzenli
Cu-Al-Ni	(28 - 29) Al (3 – 4,5) Ni	DO ₃ 2H	35	Düzenli
Cu-Sn	15 Sn	DO ₃ 2H, 18R	----	Düzenli
Cu-Au-Zn	(23 - 28) Au (45 - 47) Zn	Heusler 18R	6	Düzenli
Ni-Al	(36 - 38) Al	B2 3R	10	Düzenli
Ti-Ni	(49 – 51) Ni	B2 Monoklinik B2 Rombohedral	20≈100 1≈2	Düzenli
tn-Tl	(18 - 23) Tl	FCC FCT	4	Düzensiz
In-Cd	(4 – 5) Cd	FCC FCT	3	Düzensiz
Mn-Cu	(5 – 35) Cu	FCC FCT	----	Düzensiz

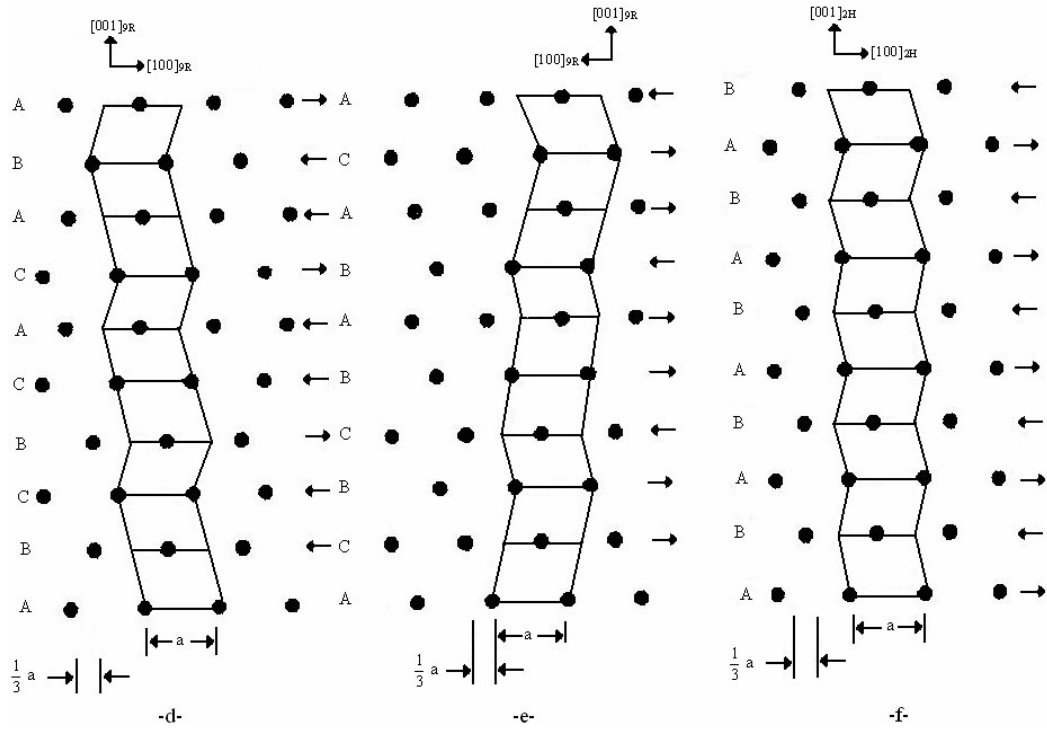
Martensite fazın yapısı austenite fazın yapısı ile yakın ilişkilidir. Ana faz düzenliyse, ürün fazda düzenli bir yapıya sahiptir ve martensite fazın düzen durumu ana fazla benzerdir. Bu durum martensite fazın difüzyonsuz doğasından kaynaklanır. Düzenlenmelerin etkilerinden martensite yapının ortorombik ve monoklinik bozulma sorumludur. B2 ana fazdan 9R martensite yapısı, DO_3 ana fazdan 18R martensite yapısının oluştuğu düşünülebilir. Aslında 9R ve 18R yapıları DO_3 tipi B2 düzenindeki bir değişimden dolayı 18R durumunda [001] yönünde birim hücrenin bir çifti hariç benzerdir^(107,108).

Sıkı paket düzlemlerdeki atomlar hegzagonal yapıda düzenlendikleri zaman martensite fazın [100] doğrultusu yani ana fazın [110] doğrultusu boyunca 0. tabakaya göre birinci ve ikinci tabakaları sırasıyla $1/3a$ ve $2/3a$ kadar kaymışlardır. Bu sebeple 9R yapıyı c-ekseni boyunca 9 tabaka ve 18R yapıyı 18 tabaka birim hücrenin uzaması şeklinde tanımlayabiliriz. Ancak c-ekseni 0. tabakaya göre dik açıda oluşur. Bu uzun periyodik yığılan yapılar genellikle "ortorombik örgüler" olarak adlandırılır^(2,8,114, 123).

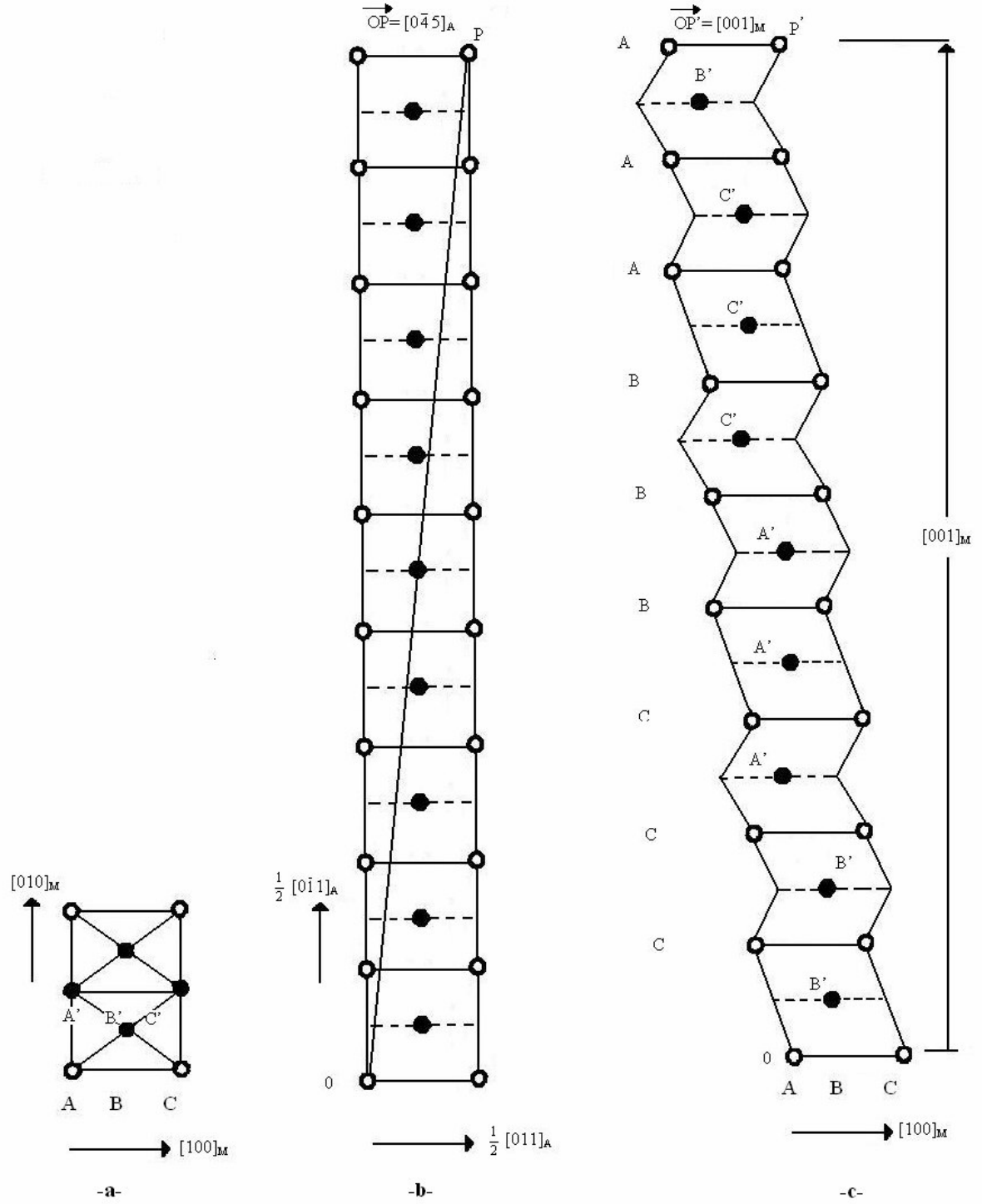
Bu yapıların ortak özellikleri, martensitik durumda hem sıkı paket yapılara sahip olması hem de bu özelliklerden dolayı iç kusurlu yapıların oluşmasıdır. Bu yapılar sistematik olarak Şekil 2.14' te ve Şekil 2.15' te verilmiştir. Hatta bu yapılar, birim hücrendeki sıkı paket yapıların sayısına bağlı olarak uzun periyotlu bir yığılma düzeni tarafından karakterize edilir.

Sonuç olarak, iç kusurlu martensiteler termoelastik davranış sergiler ve düzenli bir ana fazdan üretilir. Şekil hatırlamalı alaşımlarda ürün faz martensitenin kristal yapısı dönüşümden önce austenite yapının kristal yapısı

ile yakından ilişkilidir ve austenite (ana) faz düzenliyse martensite faz da düzenlidir^(107,109).



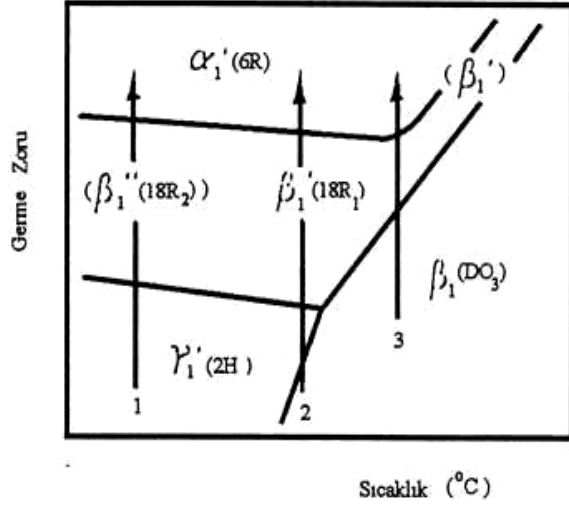
Şekil 2.14 Ana faz $(011)_\beta$ ve martensite fazın (001) düzlemlerinin yığılım düzeni **a)** B2, **b)** 3R (ABC), **c)** 3R (ACB), **d)** 9R (ABCBCACAB), **e)** 9R (ACBCBABAC), **f)** 2H $(AB)^{(110)}$



Şekil 2.15 DO₃ 18R dönüşümü, **a)** Martensite temel düzlemi, **b)** DO₃ yapısında (110) düzlemlerinin sıralanışı, **c)** 18R martensite yapısında (001) düzlemleri⁽¹¹⁰⁾

2.2.5. Zor Etkisi

Martensitik dönüşümde zor-etkisi yalnızca dönüşüm sıcaklığını değiştirmemekle birlikte, aynı zamanda martensite türünde değiştirebilir. Martensite faz dönüşümlerinde austenite-martensite dönüşümleri gözlenebildiği gibi, martensite-martensite dönüşümleri de gözlenebilir⁽⁵⁷⁾. β -faz alaşımlarında zor etkisi Cu-Al-Ni tek kristali için verilen zor-sıcaklık grafiği üzerinde (Şekil 2.16) daha iyi anlaşılmaktadır. Bu grafikte zor etkisi ile oluşan 1 yolu $\gamma'_1[2H(1\bar{1})] \rightarrow \beta''_1[18R_2(1\bar{1}4\bar{1})_4] \rightarrow \alpha'_1[6R(1)_6]$ ardışık dönüşümleri gözlenir. Bu durumda dönüşüm sırası kristolografik açıdan tersinmezdir. Zor kaldırıldığında $\alpha'_1[6R(1)_6] \rightarrow \beta'_1[18R_1(2\bar{1})_6] \rightarrow \gamma'_1[2H(1\bar{1})]$ ardışık dönüşümleri gözlenir. 2 yolu tersinmez $\beta_1(DO_3) \rightarrow \gamma'_1 \rightarrow \beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ ardışık dönüşümü gözlenir. 3 yolu $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ tersinir dönüşümü gösterir. $\gamma'_1 \rightarrow \beta'_1$ dönüşümü mekanik açıdan zorken $\gamma'_1 \rightarrow \beta''_1$ dönüşümü daha kolaydır. Faz diyagramına göre; γ'_1 , β'_1 (veya β''_1) ve α'_1 fazları artan zorla ortaya çıkar. Zor etkisinde ardışık $\gamma'_1 \rightarrow \beta''_1 \rightarrow \alpha'_1$ dönüşümü, alaşım içinde paralel tabakaların kayması ile oluşur. Bunun yanında zor etkisi kalkınca $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ ardışık dönüşümündeki tersinirliği açıklamakta yetersizdir. Bu faz diyagramı Cu-Al-Ni tek kristali için verilen bu faz diyagramı sadece bu alaşımda bu tip dönüşüm olacağını söylemez. Diğer β -faz alaşımlarında da bu tip ardışık dönüşümler geçerlidir^(2,110).



Şekil 2.16 Cu-Al-Ni tek kristalinde sıcaklık ve zor ilişkisi⁽¹¹⁰⁾

2.3. Materyal

2.3.1. Alaşımların Hazırlanması

Bu çalışmada incelenen Cu-Al-Mn ve Cu-Mn-Al alaşımları TÜBİTAK Gebze Araştırma Merkezinde hazırlanmıştır. %99,9 saflık derecesinde toz halinde bulunan Cu, Al ve Mn elementleri farklı oranlarda bir araya getirilip yüksek sıcaklıkta eritilerek 1 cm çapında, 10 cm uzunluğunda silindirik çubuklar halinde dökülmüştür. ubuklardan kesilen örneklerden, IXRF (Integrated X-ray Fluorescence Systems) sistemi kullanılarak, EDS tekniği ile alaşımların ağırlıkça yüzdeleri belirlendi (izelge 2.1).

Çizelge 2.2 Cu-Al-Mn ve Cu-Mn-Al alaşımlarının elementel yüzdeleri

Alaşım No	Cu (% Wt)	Al (% Wt)	Mn (% Wt)
A Alaşımı	85,41	9,97	4,62
B Alaşımı	80,41	3,78	13,81

ubuk halde hazırlanan Cu-Al-Mn ve Cu-Mn-Al alaşımlarından, elmas bıçaklı kesicilerle uygun boyutta kesilen ikişer örnek vakumlanmış quartz tüpler içine konularak 800°C' de 1 er saatlik sürelerde homojenleştirme işlemine tabi tutuldular. Daha sonra her iki alaşımdan birer örnek fırın içerisinde 800°C' den oda sıcaklığına kadar yavaş soğutuldular. Diğer iki örnek ise 800°C' den buzlu su içerisine atılarak hızlı soğumaya tabi tutuldu.

2.3.2.Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri İçin Örneklerin Hazırlanması

SEM ve EDS ile yapılacak yüzey incelemeleri için ısıtma işlemi uygulanarak homojen hale getirildikten sonra farklı biçimde soğutulmuş, Cu-Al-Mn ve Cu-Mn-Al alaşımlarından elmas bıçaklı kesici kullanılarak (450 µm) kalınlığında kesilen örneklerin, yüzeylerindeki pürüzler ve kalın çizgiler değişik kalınlıktaki su zımparaları ile kalından inceye doğru gidilerek ortadan kaldırıldıktan sonra; 9, 6, 4 ve 1 mikronluk elmas pastalar kullanılarak parlatıldılar. Ardından numunelerin yüzeyleri metanol ile temizlenip kurumaya bırakıldılar. Daha sonra mekanik olarak parlatılan yüzeyler 10 ml HCl, 48 ml metanol ve 2,5 g (FeCl₃-6H₂O) karışımından oluşan çözelti içerisinde oda sıcaklığında birkaç dakika bekletilerek dağlandılar. Örneklerin yapısal özellikleri, JEOL-JSM-5600 30 kV hızlandırma gerilimine sahip taramalı elektron mikroskobu ile incelendi.

2.3.3. Zor-Zorlanma Deneyleri İçin Örneklerin Hazırlanması

Cu-Al-Mn ve Cu-Mn-Al alaşımlarından ısıtma işlemleri uygulanarak elde edilen örnekler üzerinde termal yol ile elde edilen faz dönüşümleri üzerine, deformasyon etkisini incelemek için örneklerden, elmas bıçaklı kesicilerle 4 x 4 x 8 mm³ boyutlarında dikdörtgen prizma şeklinde parçalar kesilerek hazırlandı.

Daha sonra bu örnekler üzerine oda sıcaklığında Instron Instron 8510 marka Basma-Çekme test makinesi yardımı ile 0,2 mm/dak. hızla sıkıştırılarak, üzerlerine basma zoru uygulandı.

2.3.4. X-Işınları Toz Difraktometresi (XRD) İncelemeleri İçin Örneklerin Hazırlanması

Isıl işlem yolu ile elde edilen her bir örnekten ince dişli eğe (törpü) yardımıyla yaklaşık 2 gr kadar toz elde edildi. Aynı işlemler deformasyon numuneleri için de tekrarlandı. Daha sonra toz örnekleri, asetonla yıkayıp kurutuldu. Elde edilen toz örnekler XRD spektrumunun alınmasında kullanıldı.

Bu çalışmada örneklerin kırınım desenleri “Bruker D8 Advance” toz difraktometresinde dalga boyu 1,5418 Å olan CuK_{α} x-ışını kaynağı ile 2 derece/dak. tarama hızı ile alındı.

2.3.5. Diferansiyel Tarama Kalorimetrisi (DSC) Ölçümleri İçin Örneklerin Hazırlanması

Diferansiyel Tarama Kalorimetrisi (DSC) ölçümleri için ısıl işlem yolu ile elde edilen her bir örnekten ince dişli eğe yardımıyla 1 mg kadar toz elde edildi. Bu örneklerin DSC eğrileri alınarak dönüşüm sıcaklıkları tayin edildi. Bu ölçümlerde ısıtma hızı 10°C/dak. olarak alındı.

2.4. Yöntem

2.4.1. SEM ve EDS

Elektro-optik prensipler çerçevesinde tasarlanmış olan taramalı elektron mikroskobu (SEM), araştırma–geliştirme çalışmalarında, sanayi, fizik, biyoloji, tıp, mühendislik alanında ve sanayide yaygın olarak kullanılmaktadır.

SEM, Katot IşınlarıTüpü mantığı ile çalışmaktadır. Numuneler havası boşaltılmış bir kolona yerleştirilir. Numune yerleştirildikten sonra, çalıştırma potansiyeli ile flaman elektronlar kopartılır. Elektron demeti uygun potansiyeller altında hızlandırılıp, numune üzerine düşürülür. Elektron demeti-numune etkileşiminden ortaya çıkan sinyallerin uygun algılayıcılar tarafından algılanmasından sonra, çeviriciler tarafından görüntüye düşürülmesi yolu ile yüzey incelemesi yapılacak numunenin yüzey görüntüsü elde edilir.

Elde edilen yüzey fotoğraflarının çeşitli bölgelerindeki kütle oranlarının belirlenmesi EDS tekniği ile yapılır. EDS tekniği x-ışınları mantığı ile çalışır. Elektron demetinin numune üzerine düşürülmesiyle karakteristik x-ışınları spektrumu meydana getirilir. Bu spektrumdaki her pik, alaşım elementlerinin hangisine ait olduğunu ve alaşım içerisindeki elementlerin kütlece oranlarını gösterir. Böylelikle alaşımın farklı bölgelerindeki element yüzdeleri bulunmuş olur.

2.4.2. Basma Deneyi

Basma deneyi malzemelerin mekanik özelliklerini tespit etmek için kullanılır. Basma deneyinin avantajı, çok küçük örneklerin bile kullanılabilmesidir. Basma zoru, malzemenin basmaya karşı gösterdiği dirençtir. Bir malzemenin basmaya karşı gösterdiği maksimum direnç, basma deneyi ile bulunur. Basma deneyinde cisim, bir süre kısalır daha sonra ya kırılır, ya ezilir ya da yeterli kuvvet verilemezse şeklini korur. Kırıldığı andaki zor değeri, maksimum basma zoru değeridir. Bu değer birim kısalma miktarı ile elastisite modülünün çarpılması ile bulunur^(1,67).

2.4.3. XRD

XRD ölçümleri, atomla etkileşen x-ışını dalgalarının kırınım desenlerini inceleyerek kristalin yapısı ve örgü kusurları hakkında bilgi verir. Yani, x-ışınları toz difraksiyonu tekniği ile birim hücre parametreleri, kristal örgü parametreleri, yüksek sıcaklıklardaki dönüşüm fazları, kristal boyutu ve şekli, faz bileşimleri, belirli sıcaklık ve basınca maruz kalan maddelerin değişimleri belirlenebilir.

X-ışınları toz difraktometresi ile yapılan çalışmalarda, alaşımlarda mikroyapıların sıcaklığa ve farklı ısıl davranışa bağlılığı, çökeltilerin farklı durumları için yapıdaki element miktarı ve arayüzeyde meydana gelen zorlanmanın etkisi geniş olarak incelenebilmektedir. Her bir kristal madde için x-ışınları toz difraksiyonu tekniği kullanılarak bir kırınım deseni oluşturulur ve

böylelikle farklı kristal yapılarını tanımlayan parametreler bu desen yardımı ile bulunur.

X-ışınları toz difraktometresi deneyinde, kristal halindeki bir madde ince bir toz haline getirilerek, çok sayıda küçük kristallerden meydana gelmiş gibi kabul edilir. Toz haline getirilen numuneler üzerine λ dalga boyunda monokromatik bir x-ışını demeti düşürülür. Toz kristal belli bir tarama hızı ile döndürülerek Bragg kanununa uygun olarak gördüğü düzlemlerde yansıma yapar. Yansıyan ışınlar, bir dedektör ile elektrik sinyallerine dönüştürülüp, döndürme açısının fonksiyonu olarak şiddet grafiği çizilir⁽¹²⁴⁻¹²⁷⁾.

2.4.4. DSC

Diferansiyel tarama kalorimetrisi, çeşitli faz dönüşümlerinde dönüşüm sıcaklıklarını analiz etmek için geniş alanda kullanılmaktadır. DSC, örnek ısıtılırken veya soğutulurken ya da sabit bir sıcaklıkta tutulurken soğurulan ya da salıverilen enerji miktarını ölçer. Diferansiyel tarama kalorimetrisinin tekniğinde, referans numune ile örnek numunedeki gelen yada uzaklaşan ısı farkı sıcaklığa veya zamana bağlı olarak gösterilir. DSC' de, örnek numune sıcaklığı ile referans numune sıcaklığı aynı tutulur. DSC eğrileri, eklenen eğrilerin ısının sıcaklığa karşı çizilen grafikleridir. Bu grafiklerde, numunedeki enerji değişimi endotermik veya ekzotermik reaksiyon şeklinde meydana gelip, bu durum dış devrede pikler şeklinde görülür. Bu pikler bu bölgelerde örnekte faz dönüşümlerinin meydana geldiğini gösterir.

Bu şekilde oluşan pikler yardımı ile bir çok malzemenin; entalpi, kristalleşme sıcaklığı, camsı geçiş sıcaklığı, ısı kararlılık, saflık ve Curie sıcaklığı gibi özellikleri incelenebilir⁽¹²⁸⁾.

3. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

3.1. Cu-%9,97Al-%4,62Mn ve Cu-%13,81Mn-%3,78Al Alaşımalarında Termal Etki İle Oluşan Yapısal Değişimler

Önceden belirtilen yöntem yoluyla farklı ısıtma işlemlere maruz bırakılan ve β ana fazdan farklı soğutma hızlarında soğutulan A ve B alaşımlarından hazırlanan örnekler numaralandırılarak Çizelge 3.1’ de verildi.

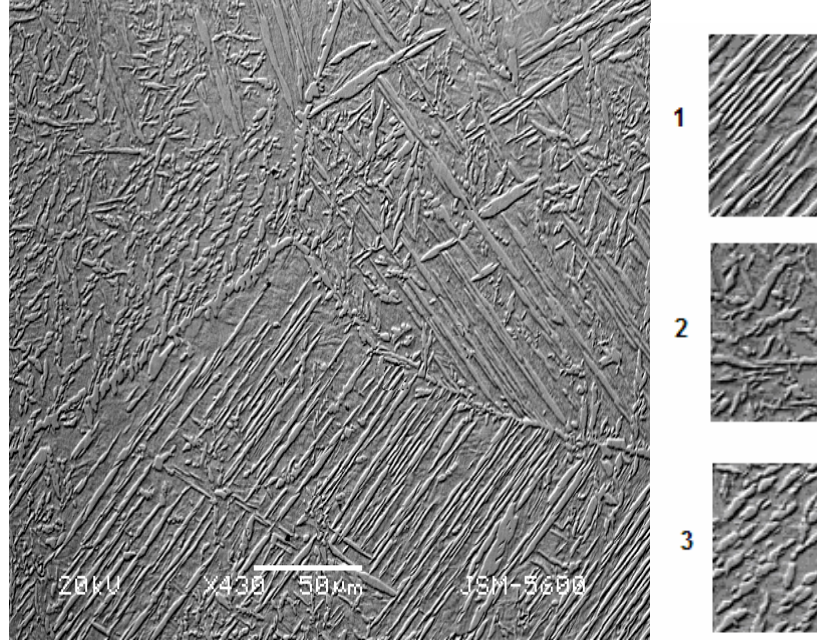
Çizelge 3.1 A ve B alaşımlarından hazırlanan örnekler

Alaşım	Isıl işlem (°C)	Isıl işlem (saat)	Soğutma işlemi	Örnek No
A Alaşımı	800	1	Fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar yavaş soğutma	Örnek 1
	800	1	Buzlu su içine atılarak hızlı soğutma	Örnek 2
B Alaşımı	800	1	Fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar yavaş soğutma	Örnek 3
	800	1	Buzlu su içine atılarak hızlı soğutma	Örnek 4

3.1.1. Termal Etkili Faz Dönüşümlerinin SEM ile İncelenmesi

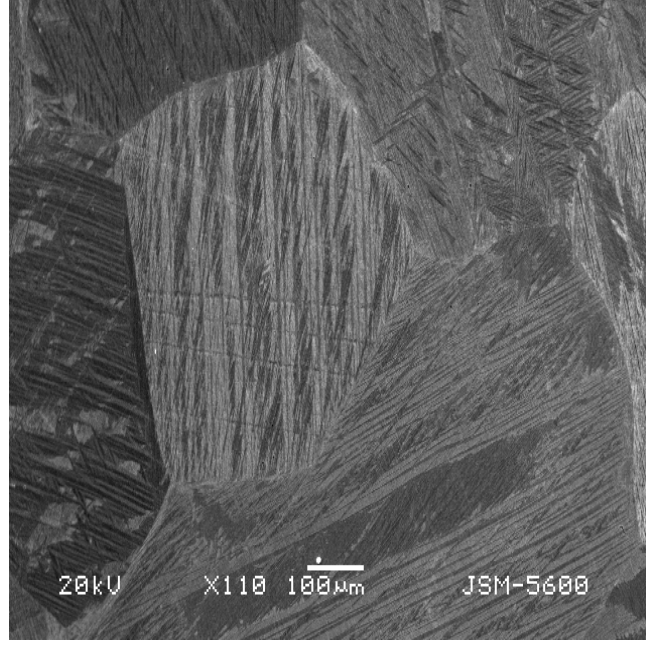
A alaşımının yavaş soğutulan Örnek 1’ de oluşan değişik fazlar Şekil 3.1’ de verildi. Bu fotoğraf incelendiğinde; bazı taneler içerisinde uzun çubuksu olan üst bainite (upper bainite) fazın oluştuğu gözlemlendi ve 1 numara ile gösterildi. Bazı bölgelerde tüylü alt bainite (lower bainite) fazın oluştuğu

gözlendi ve 2 numara ile gösterildi. Örnek 1' de oluşan çökeltiler açık olarak görülmektedir (3 numara). Bu çökeltilerin tane sınırlarında sürekli bir şekilde oluştuğu dikkat çekmektedir. Cu-Al-Mn alaşımlarında; %6Mn' dan düşük mangan miktarları için çok yavaş soğutmalarda çökeltiler kaçınılmazdır^(67,68). Bu örnekte oluşan çökelti yapılar da bu sonucu kanıtlamaktadır.

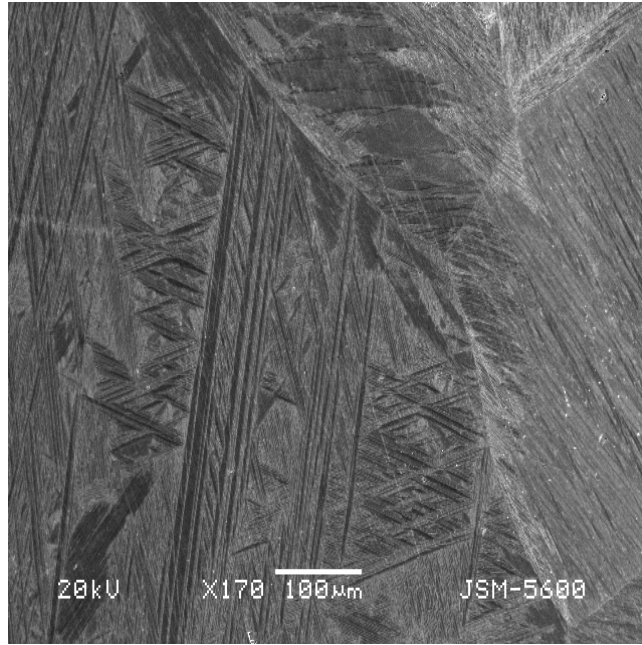


Şekil 3.1 Örnek 1' in SEM Görüntüsü

Hızlı soğutulan Örnek 2' ye ait SEM görüntüsü Şekil 3.2.a' da verildi. Örnekte austenite tane yapısıyla birlikte hiç çökelti oluşmaksızın martensite yapının meydana geldiği görüldü. Bu örnekte, farklı tanelerde farklı yönelmelerle martensite plakaları ve taneler açıkça görülmektedir. Şekil 3.2.b' de ise aynı tane içerisinde oluşmuş çubuk ve zik-zak türü martensiteler görülmektedir.



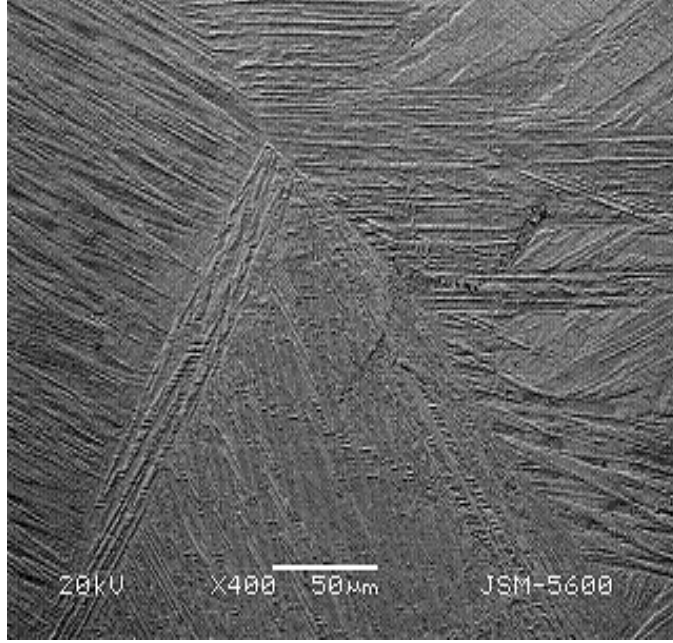
(a)



(b)

Şekil 3.2 Örnek 2' de oluşturulan **a)** Austenite tane yapısı ve bu tane içerisinde oluşmuş martensite plakaları, **b)** Aynı tane içerisinde oluşmuş farklı martensite morfolojiler

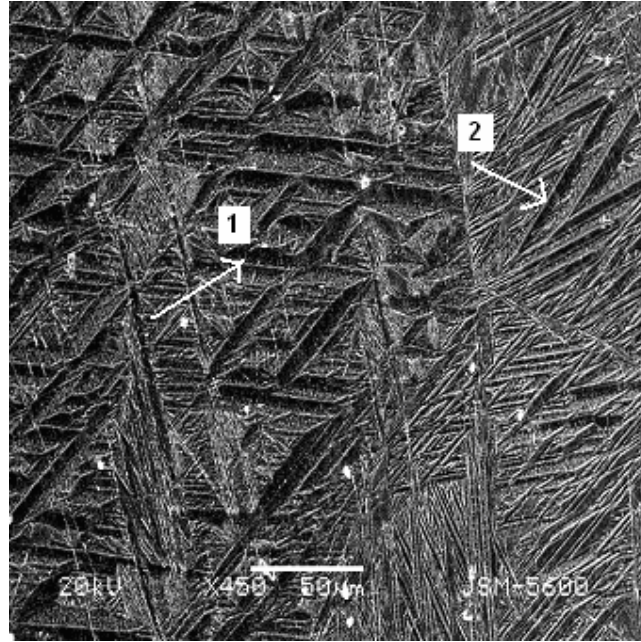
Yüksek sıcaklıklardan martensite dönüşümün başlama (M_s) sıcaklığının altına hızlı soğutulması sonucu farklı yönelimlere sahip, Örnek 2' ye ait martensite plakaları Şekil 3.3' te verildi. Her tanede oluşan martensitelerin farklı yönelimli olduğu gözlemlendi ^(109,110).



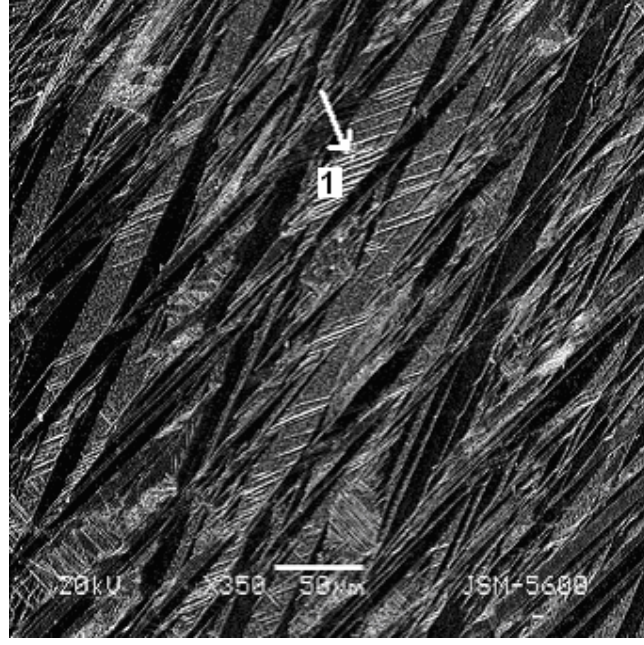
Şekil 3.3 Örnek 2' de gözlenen martensite morfolojisi

Örnek 2' de gözlenen çeşitli martensite oluşumları Şekil 3.4' te verildi. Şekil 3.4.a' da; Örnek 2'de gözlenen; zik-zak şekilli martensiteler (1 numara) ve V-şekilli martensite plakaları (2 numara) görülmektedir. Martensite plakalarının tane sınırlarında keskin bir biçimde kesildiği fotoğraftan açık olarak gözlemlendi.

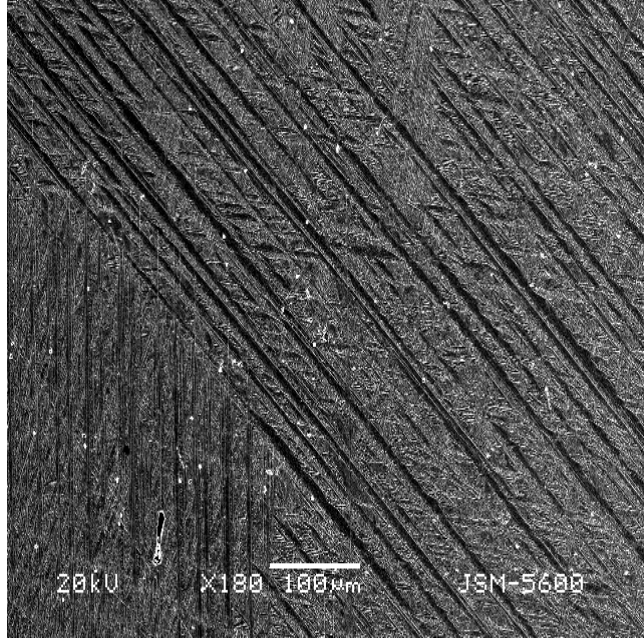
Şekil 3.4.b' de Örnek 2' de verilen martensite plakaları arasında farklı yönelimlere sahip martensiteler görülmektedir. Bu martensiteler plakalar arasında çoklu dizilim şeklinde oluşmuştur. Yeni oluşan bu martensiteler 1 numaralı bölge ile gösterildi. Şekil 3.4.c' de tane içerisinde birbirleri ile uyumlu plaka gruplarının açık ve belirgin bir şekilde ortaya çıktığı görüldü. Yüksek sıcaklıklardan hızlı soğutma yapıldığında birbirleriyle uyumlu plakalar gözlenmesi beklenen bir sonuçtur^(129,130). Bu örnekte oluşan uyumlu plakalar da bu sonucu açıkça kanıtlamaktadır.



(a)



(b)

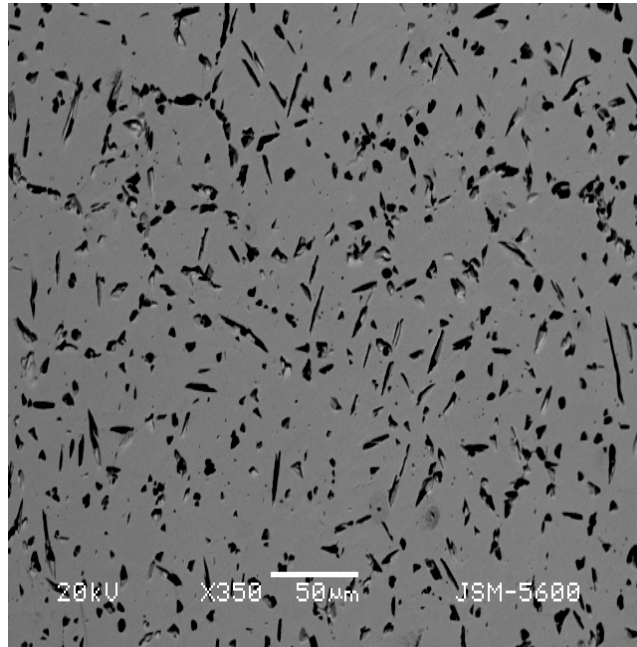


(c)

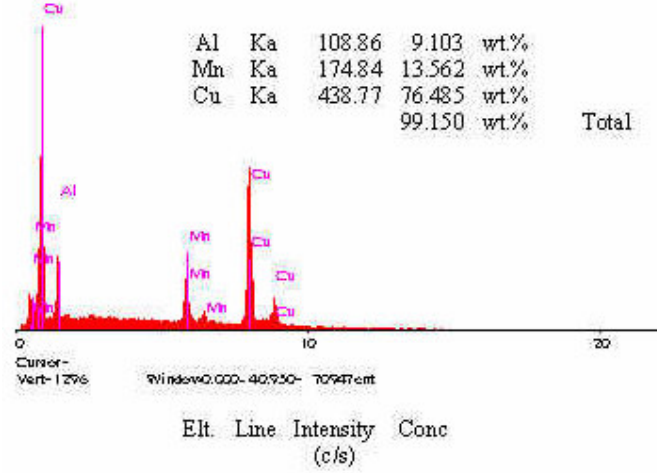
Şekil 3.4 Örnek 2' de oluşturulan martensite morfolojileri **a)** Farklı tanelerde oluşmuş; V-şekilli ve zik-zak martensite varyantları, **b)** Martensite plakaları arasında farklı yönelimlere sahip martensiteler, **c)** Birbirleri ile uyumlu plaka grupları

B Alaşımından alınan yavaş soğutulan Örnek 3' ün SEM fotoğrafı Şekil 3.5.a' da verildi. Yüzey incelemelerinde iğne şekilli (needle-like) çökelti fazın meydana geldiği gözlemlendi⁽¹³¹⁾. Bu örneğe ait EDS sonucu Şekil 3.5.b' de verildi. EDS sonucundan bu çökeltilerin içerisinde alüminyum miktarının fazlaştığı gözlemlendi.

Hızlı soğutulan Örnek 4' ün austenite tane yapısı Şekil 3.6' da verildi. Hızlı soğutulmasına rağmen bu örnekte martensitik faz dönüşümü görülmedi. Bunun sebebi olarak ta, soğutma hızının bu oluşum için yetersiz geldiği, atomların difüzyonsuz hareketi sağlayamaması düşünülmüştür. Martensite faz dönüşümünde soğutma hızının etkisi büyüktür^(1,2). Fotoğraf incelendiğinde dikkat edilmesi gereken diğer bir sonuç ta, tane boyutlarının büyüklüğüdür ve bu mekanik açıdan istenen bir özellik değildir⁽⁶⁷⁾.

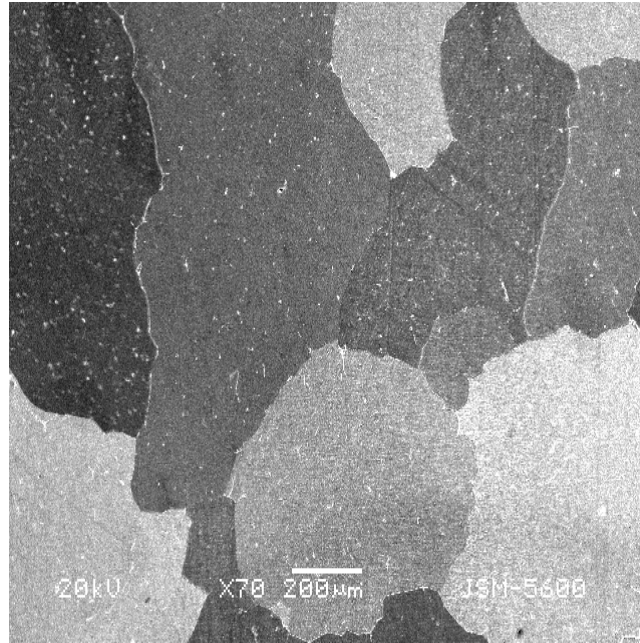


(a)



(b)

Şekil 3.5.a.Örnek 3' te oluşturulan çökelti faz, **b.** Çökelti içerisinden alınan EDS sonucu



Şekil 3.6 Örnek 4' te oluşturulan austenite tane yapısı

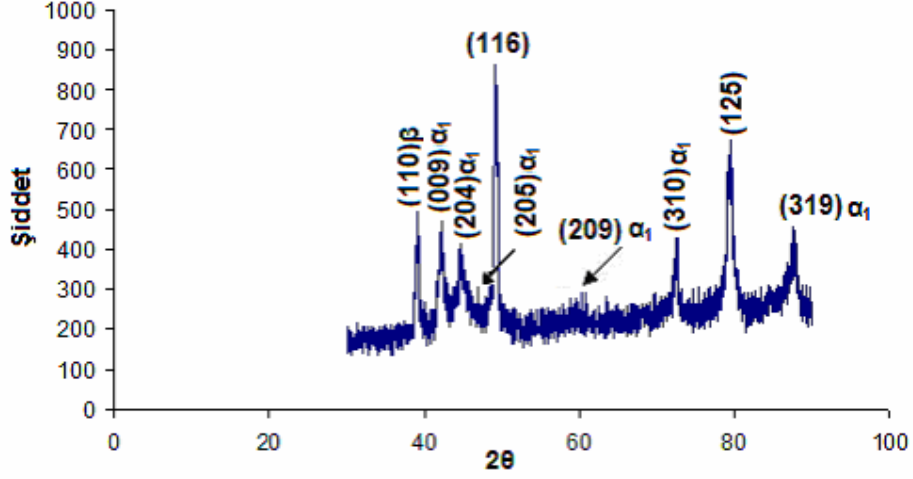
3.1.2. Termal Etki İle Oluşturulan Faz Dönüşümlerinin XRD ile incelenmesi

Bu çalışmada incelenen, A ve B alaşımlarından hazırlanan örneklerde oluşan faz dönüşümlerinin kristalografik özelliklerini incelemek için x-ışını toz kırınımı ölçümleri alındı. Elde edilen veriler, literatür bilgisi ile karşılaştırıldı ve bu bilgiler doğrultusunda, POWDER bilgisayar programı ve finger-print metod ile fazlar ve örgü parametreleri belirlendi.

Alaşımların uygun fazları, gözlenen pikler ile fazların standart pikleri arasında karşılaştırma yapılır ve difraktogramda fazların ilgili pikleri ile uyum sağlandığında faz belirlenmiş olur. Bu metod finger-print metodu olarak isimlendirilir.

A alaşımından alınan ve yavaş soğutulan Örnek 1' in kırınım deseni Şekil 3.7' de kırınım deseninden elde edilen bilgiler ile hesaplanan veriler Çizelge 3.2' de verildi.

X- ışınları toz difraktometresi ile elde edilen kırınım deseninden Örnek 1' de göze çarpan pikler işaretlendi ve bu fazların finger-print metodu ile α_1 bainite (9R) faza ait olduğu belirlendi. Bu faza ait birim hücre parametreleri $a = 4,52 \text{ \AA}$, $b = 2,64 \text{ \AA}$ ve $c = 19,18 \text{ \AA}$ kullanılarak indisleme yapıldı⁽⁶⁹⁾. Kırınım deseninde oluşan diğer piklerin γ_2 -faz (γ pirinç tipi yapı) ya da α -faz (f.c.c.) çökelti fazlara ait olabileceği belirlendi^(69,75,76,132,133).



Şekil 3.7 Örnek 1' in x-ışını toz kırınımı

Çizelge 3.2 Örnek 1' in gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri

$2\theta(^{\circ})$	hkl	d[Å]
39,14	(110)	2,2796
42,22	(009)	2,1311
44,76	(204)	2,0443
46,96	(205)	1,9408
49,14	(116)	1,8560
60,24	(209)	1,5505
72,52	(310)	1,3086
79,38	(125)	1,2031
87,78	(319)	1,1151

Hızlı soğutulan Örnek 2' ye ait kırınım deseni Şekil 3.8' de verildi. Açıklanan metod ile kırınım deseninden elde edilen paralel düzlemler arası uzaklık (d), hkl düzlemi ve 2θ değerleri Çizelge 3.3' te verildi.

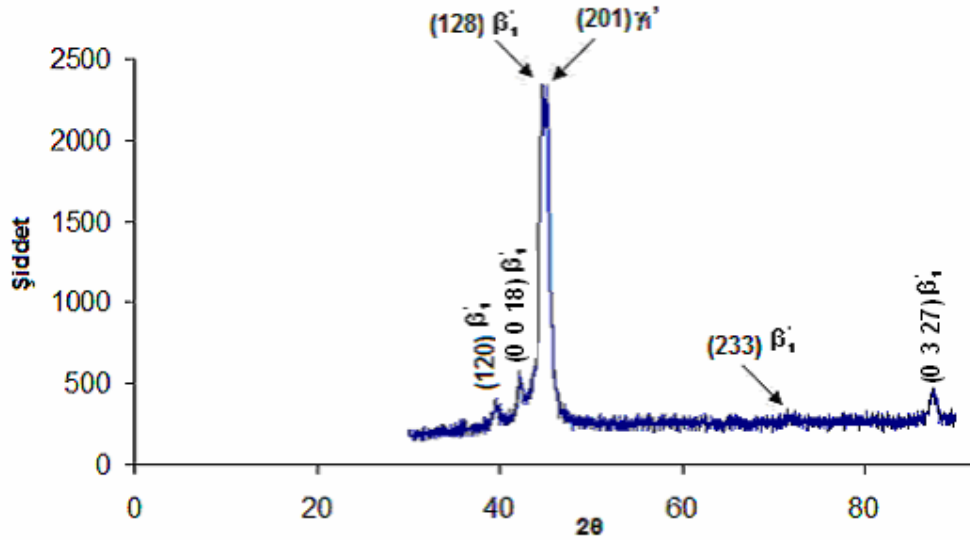
Literatürde Cu-Al-Mn alaşımları üzerine yapılan çalışmalarda, alaşımın kompozisyonuna ve uygulanan etkiye bağlı olarak β_1' (18R) ve γ_1' (2H) martensiteleri birlikte meydana gelmektedir⁽¹⁵⁻¹⁸⁾. Bu çalışmada, Cu-Al-Mn alaşımının hızlı soğutulan Örnek 2' de β_1' (18R) ve γ_1' (2H) iki martensite türünün de meydana geldiği gözlemlendi. β_1' (18R) martensitenin daha baskın olduğu da yapılan XRD çalışması ile belirlenmiş oldu.

Örnek 2' de β_1' martensite için yapılan hesaplamalardan, martensite fazın M18R (β_1') yapısında olduğu, toz kırınım desenleri incelemeleri ile ortaya konuldu. Literatürde Cu-Al-Mn alaşımları üzerine yapılan çalışmalarda düzenli DO₃ (b.c.c.) ana fazından bir M18R martensitik dönüşüm sergilendiği ve bu alaşımların martensite fazının düzenli b.c.c. yapısından, düzenli bir yapı M18R martensite faza dönüştüğü bilinmektedir^(89,90,91,134,135).

M18R monoklinik yapının örgü parametreleri $a = 4,01 \text{ \AA}$, $b = 5,23 \text{ \AA}$ ve $c = 38,43 \text{ \AA}$ $\beta = 89,6^\circ$ bulundu. β , a- ve c- eksenleri arasındaki açı olup monoklinik distorsiyon açısıdır. Açı değerinin 90° den sapsmış olması martensite birim hücrenin ortorombik→monoklinik şeklinde bir distorsiyona uğradığını gösterir⁽¹³⁴⁾. Bakır bazlı alaşımlarda ortorombik distorsiyona uğramış β -tipi martensitelerin yapısı austenite fazın $(110)_\beta$ düzlemi üzerine kurulur. Ortorombik distorsiyon, β -tipi martensitelerin x-ışını

difraktogramlarında 040 ve 320 piklerinde olduğu gibi 122 ve 202 difraksiyon piklerinde de gözlenen yarılmalarla ölçülebilir^(134,135).

Örnek 2' de ana fazın düzen durumunu değerlendirebilmek için M18R monoklinik yapının örgü parametreleri kullanılarak a/b oranı hesaplandı. Eğer örgü atomları martensite bazal (temel) düzlemine gelişigüzel yerleşmişse, bazal düzlemdeki örgü parametrelerinin a/b oranı 9R yapısı için $\sqrt{3}$ ' den ve 18R yapısı için $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük olur. β -faz alaşımlarında önemli olan a/b oranı Örnek 2 için, $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük 0,85 bulundu. Bu sonuç, ana fazın düzenli ve bazal düzlemin farklı büyüklüklerde atomlardan oluştuğunu gösterir^(134,135).

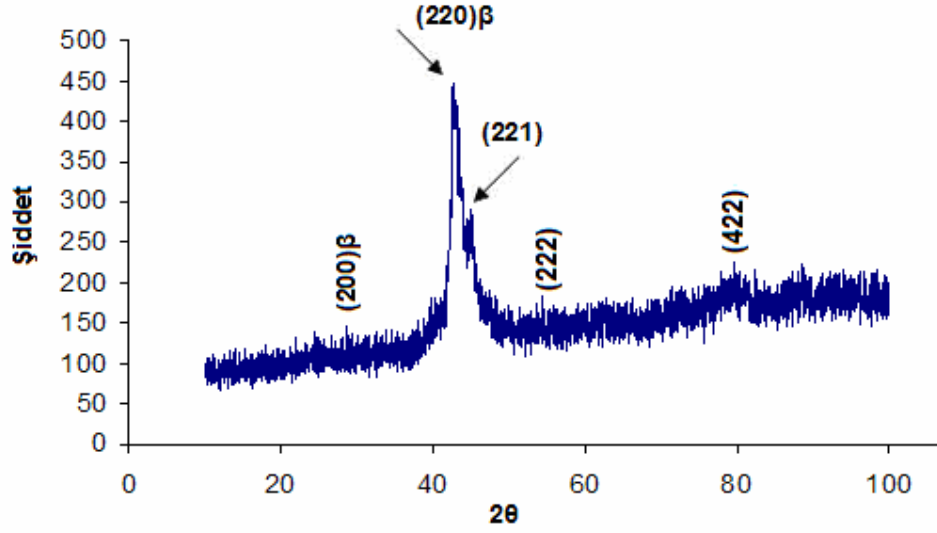


Şekil 3.8 Örnek 2' nin x-ışını toz kırınımı

Çizelge 3.3 Örnek 2' nin gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller İndisleri

$2\theta(^{\circ})$	hkl	d[Å]
39,64	(120)	2,1887
42,18	(0 0 18)	2,1347
44,64	(128)	2,9997
45,18	(201)	2,0050
72,38	(233)	1,3058
87,74	(0 3 27)	1,1024

B alaşımından alınan ve yavaş soğutulan Örnek 3' ün kırınım deseni Şekil 3.9' da ve kırınım deseninden elde edilen bilgiler yardımı ile hesaplanan veriler Çizelge 3.4' te verildi. Örneğin kırınım deseni incelendiğinde; β -faza ait piklerin yanı sıra farklı piklerin meydana geldiği gözlemlendi. Açıklanan metod ile bu piklerin çökelti yapılarına ait olduğu belirlendi. B alaşımında $\text{Cu}_3\text{Mn}_2\text{Al}_2$ (γ - bronz tipi) ya da β -Mn (β -Mn tipi) çökelti fazlar meydana gelir ve bu fazların kübik kristal yapıda olduğu bilinir⁽³⁰⁾. Bu örnek için örgü parametresi $a = 6,03 \text{ Å}$ bulundu. Bu örgü parametresinin β -Mn (β -Mn tipi) faza uygun olduğu belirlendiğinden, bu fazın β -Mn (β -Mn tipi) çökelti faz olduğu bulundu^(30,78).



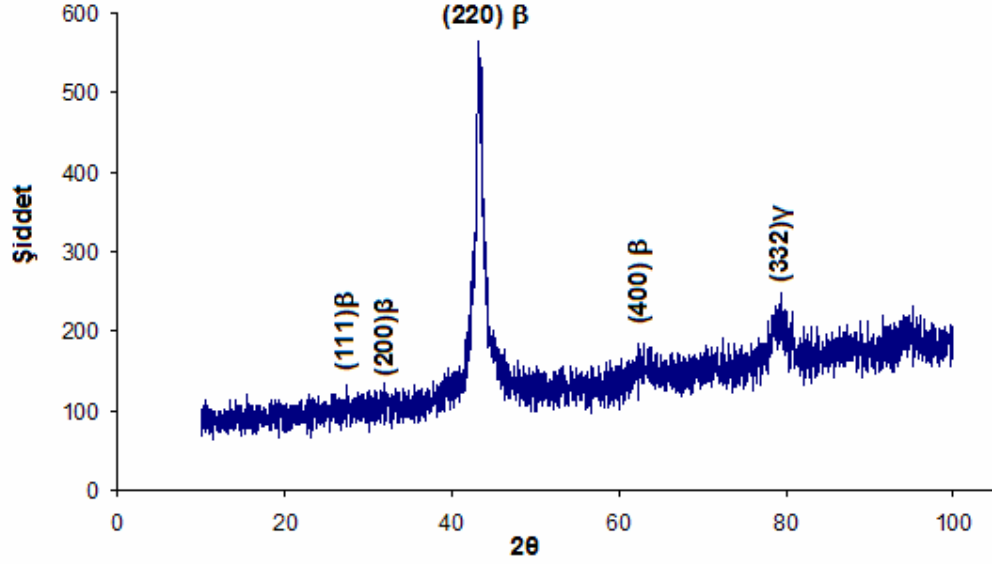
Şekil 3.9 Örnek 3' ün toz kırınım deseni

Çizelge 3.4 Örnek 3' ün gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri

$2\theta(^{\circ})$	hkl	d[Å]
29,28	(200) β	3,0166
42,82	(220) β	2,1330
45,08	(221) β -Mn	2,0110
54,48	(222) β -Mn	1,7416
79,58	(422) β -Mn	1,2315

Hızlı soğutulan Örnek 4' ün kırınım deseni Şekil 3.10' da verildi. Toz difraksiyonu deseninde oluşan (220) düzlemi DO_3 yapının temel düzlemi olduğundan, bu desenin DO_3 süperörgü düzenli β_1 austenite (ana) faz yapısında olduğu belirlendi. Austenite yapının örgü parametresi, $a = 5,68 \text{ \AA}$

bulundu. Kırınım deseninden elde edilen bilgiler yardımı ve finger-print metod ile hesaplanan veriler Çizelge 3.5' te verildi.



Şekil 3.10 Örnek 4' ün toz kırınım deseni

Çizelge 3.5 Örnek 4' ün gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri

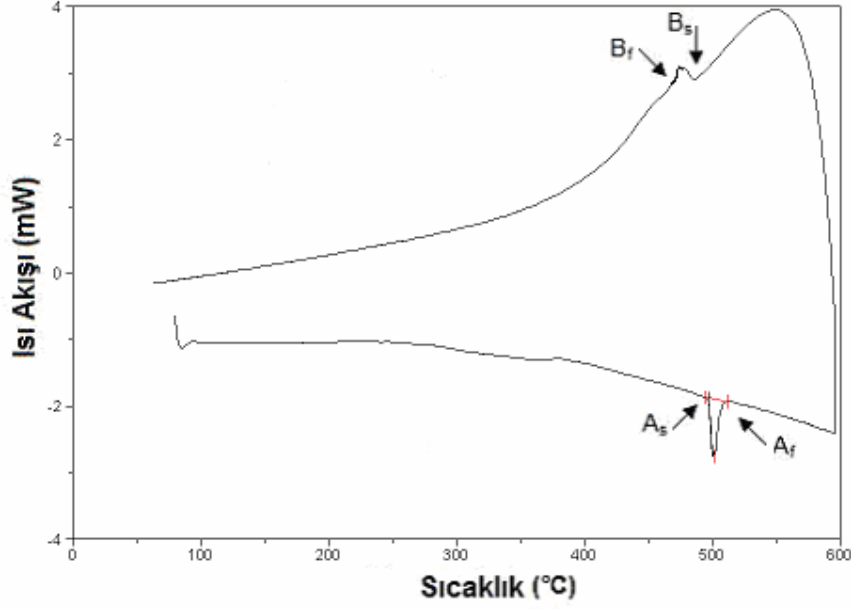
$2\theta(^{\circ})$	hkl	d[Å]
27,32	(111)	3,2833
31,84	(200)	2,8435
43,64	(220)	2,0106
62,82	(400)	1,4217
79,44	(332)	1,2125

3.1.3. Termal Etkili Faz Dönüşümlerinin DSC ile İncelenmesi

Martensite dönüşümün başlama sıcaklıkları ve ters dönüşümün başlama sıcaklıkları, şekil hatırlamalı alaşımlarda şekil hatırlama etkisi için temeldir. Fakat dönüşüm sıcaklığı; tane büyüklüğü, ısı oranı, yaşlandırma ve kimyasal kompozisyon gibi birçok faktörden kolayca etkilenir⁽¹²⁴⁾.

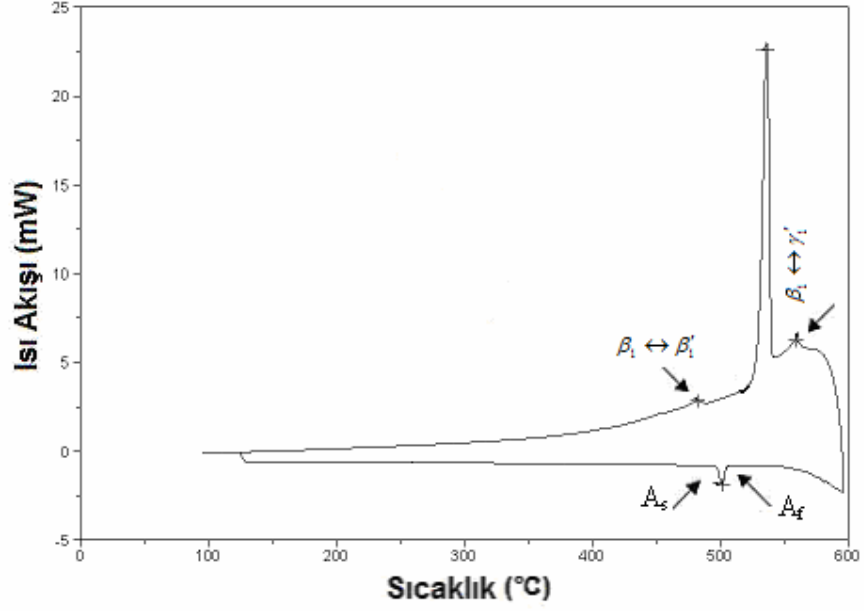
Hazırlanan örneklerde martensite-austenite ters dönüşüm sıcaklıkları M_s , M_f , A_s ve A_f nin termal ve zora karşı dönüşüm sıcaklıklarının tayin edilmesi için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) tekniği kullanıldı. İlk olarak önceden belirtilen ısı işlemlere tabi tutulan örneklerin Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ölçümleri alındı, daha sonra ısı işlemleri deformasyon uygulanmış örneklerin DSC ölçümleri dakikada 10°C ısıtma soğutma hızı ile alındı. DSC eğrilerinde oluşan piklerin başlama ve bitiş noktaları dönüşüm sıcaklıklarını ifade eder.

A alaşımının yavaş soğutulan Örnek 1' in diferansiyel tarama kalorimetri eğrisi Şekil 3.11' de verildi. Isıl işlem sonucu bu örneğin, DSC eğrisinden A_s (austenite başlama sıcaklığı), A_f (austenite bitiş sıcaklığı) ve B_s (bainite başlama sıcaklığı), B_f (bainite bitiş sıcaklığı) sıcaklıkları sırasıyla 497°C, 513°C ve 481°C, 466°C bulundu.



Şekil 3.11 Örnek 1' in sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi

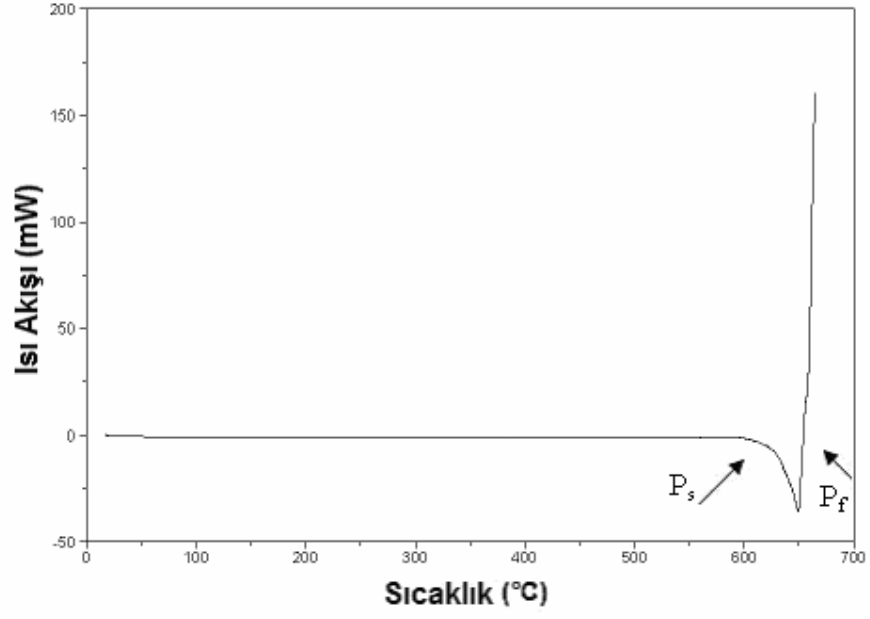
Hızlı soğutulan Örnek 2 üzerinden alınan DSC eğrisi Şekil 3.12' de verildi. Örnek 2 üzerinden alınan DSC eğrisinde ısıtma sırasında tek pik oluşmasına rağmen soğutma sırasında üç ayrı pikin oluştuğu gözlemlendi. Isıtma sırasında meydana gelen austenite fazın başlama ve bitiş sıcaklıkları sırasıyla 498°C ve 511°C ölçüldü. Soğutma sırasında meydana gelen piklerin $\beta_1 \leftrightarrow \beta'_1$, $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$ martensite dönüşümlerine ve ötektoid reaksiyona ait olduğu belirlendi. $\beta_1 \leftrightarrow \beta'_1$ ters dönüşümü için M_s ve M_f dönüşüm sıcaklıkları 480°C ve 452°C, $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$ ters dönüşümü için 555°C ve 545°C tayin edildi. DSC eğrisinde 536°C oluşan pikin ötektoid reaksiyon sıcaklığı olabileceği belirlendi.



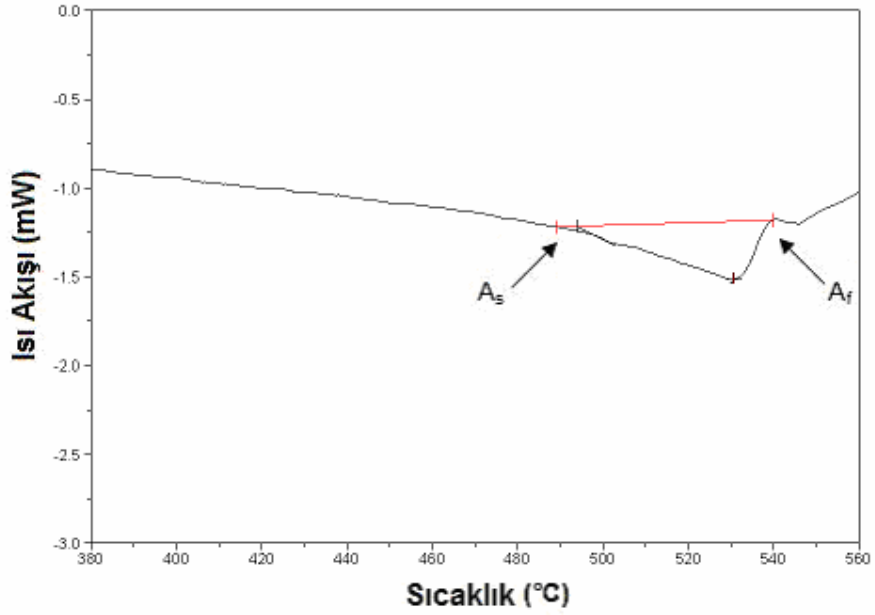
Şekil 3.12 Örnek 2' nin sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi

B alaşımından yavaş soğutulan Örnek 3' e ait DSC eğrisi Şekil 3.13' te verildi. Bu eğriden çökelti yapı için başlama sıcaklığı (P_s) 622°C ve bitiş sıcaklığı (P_f) 654°C olarak bulundu.

Örnek 4' e ait DSC eğrisi Şekil 3.14' te verildi. Bu örneğin DSC eğrisinden A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla 517°C ve 543°C olarak bulundu.



Şekil 3.13 Örnek 3' ün sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi



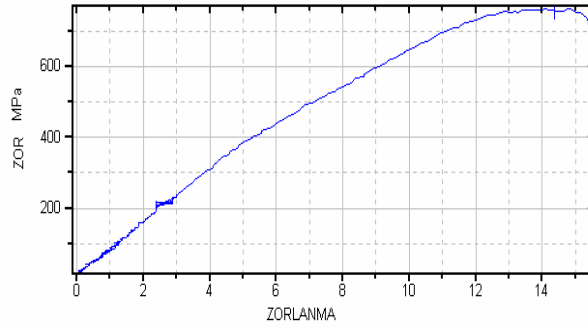
Şekil 3.14 Örnek 4' ün sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi

3.2. Cu-%9,97Al-%4,62Mn ve Cu-%13,81Mn-%3,78Al Alaşımlarında Oluşan Yapısal Değişimler Üzerine Deformasyonun Etkisi

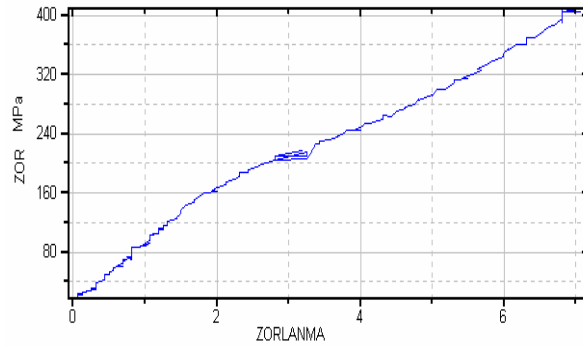
A ve B alaşımlarında ısıll işlemlil Örnek 1, Örnek 2, Örnek 3 ve Örnek 4 üzerine basma zoru uygulanarak, zor-zorlanma deneyleri yapıldı.

3.2.1. Zor-Zorlanma Deneyleri

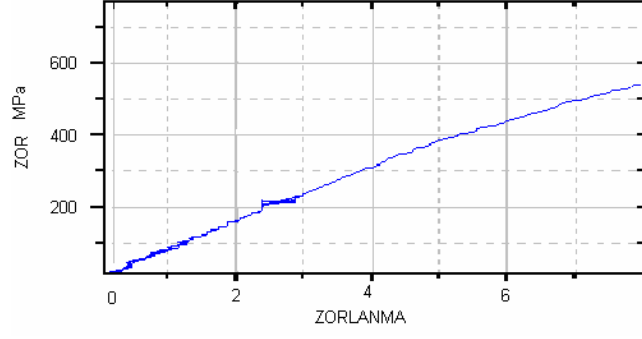
Her bir örneğe ait basma zoru davranışını gösteren zor-zorlanma eğrileri şekil 3.15.a.b.c.d.e' de verildi.



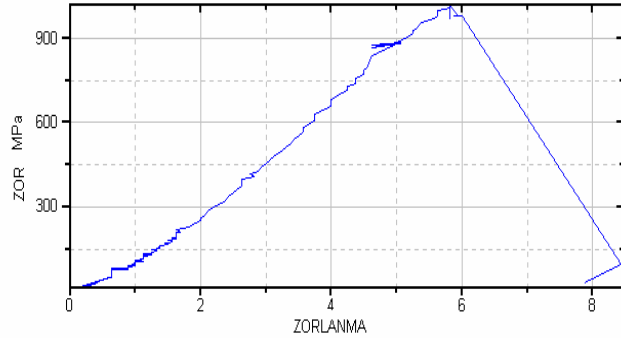
(a)



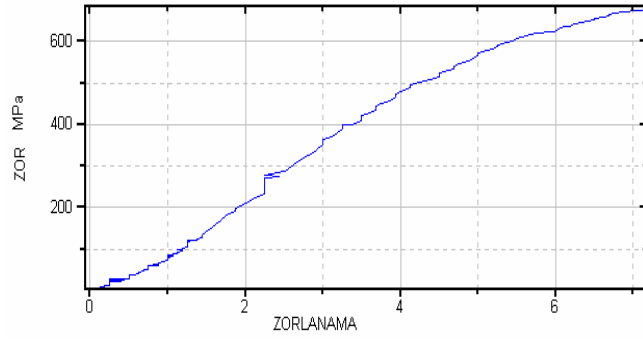
(b)



(c)



(d)



(e)

Şekil 3.15.a. Kırılan örnek **b.** Örnek 1, **c.** Örnek 2, **d.** Örnek 3, **e.** Örnek 4' e ait Zor-Zorlanma eğrileri

Bakır bazlı alaşımlarda martensitik dönüşümün önemi bilindiğinden martensite fazda bulunan Örnek 2 koparılanaya kadar basma zoruna maruz bırakıldı ve maksimum zorlanma değerlendirildi. Kırılma zoru martensite faz için yaklaşık 800 MPa olarak bulundu.

A alaşımından yavaş soğutulan Örnek 1 yaklaşık %4,5 deformasyon oranına kadar elastiklik özelliği gösterdi. Zorun 210 MPa' ı aşması halinde elastiklik sınırının aşıldığı gözlemlendi. Elastiklik sınırı aşıldığında malzeme plastik davranış sergiler. Zorun artması ile dislokasyonlar hareket etmeye başlar ve kayma meydana gelir. Kaymanın neden olduğu şekil değişimi kalıcıdır. Kaymanın başladığı nokta elastik ve plastik davranışı ayıran noktadır ki bu noktadan sonra yavaş soğutulan Örnek 1' in plastik davranış sergilediği düşünülmüştür.

Örnek 1 zora karşı daha az dayanım gösterirken, hızlı soğutulan Örnek 2 daha fazla dayanım gösterdi. Bu sonuç martensite fazın zora karşı daha dirençli olmasından kaynaklanır. Ayrıca martensite fazda bulunan hızlı soğutulan Örnek 2' nin esneklik eğimi göstermediği bu örneğe ait zorlanma eğrisinden gözlemlendi (Şekil.3.15.c.).

B alaşımından elde edilen ve yavaş soğutulan Örnek 3, 1000 MPa civarına kadar dayanım gösterdi, fakat %7 zora dayanamayıp, basma zoru etkisiyle kırıldı. Bu sonuç: çökelti fazın sert ve kırılğan olmasına bağlandı. Deformasyon sırasında küçük çökelti dislokasyon hareketini çok az etkileyebilir. Bundan dolayı numunenin sertliğinde önemli bir değişiklik olmaz. Fakat büyük çökelti, dislokasyon sayısını artırdığından ve hareketi güçleştirdiğinden numunenin sertliğini artırmış olur^(1,67).

Yavaş soğutulan Örnek 3, bütün örnekler içerisinde zor karşısında zorlanma en yüksek olduğu örnektir. Bu sonuç alaşımındaki çökelti miktarının artması ile mekanik açıdan alaşımın dayanımının artması ile açıklandı.

Hızlı soğutulan Örnek 4' te termal etki sonucu austenite tane yapısı elde edilmişti (Şekil 3.6). Tane sınırları dislokasyon hareketini engelleyici etki yaptığından, tane boyutu azaldıkça malzemenin sertlik ve dayanımının arttığı bilinir⁽¹⁾. Böylece, tane boyutu ne kadar küçük olursa malzemenin uygulanan zor karşısında zorlanmasının daha fazla olacağı düşünülür. Fakat hızlı soğutulan Örnek 4' ün basma dayanımının daha yüksek çıkması beklenirken, tane boyutlarının büyüklüğü sebebiyle bu örneğin basma dayanımının 680 MPa civarında olduğu bulundu.

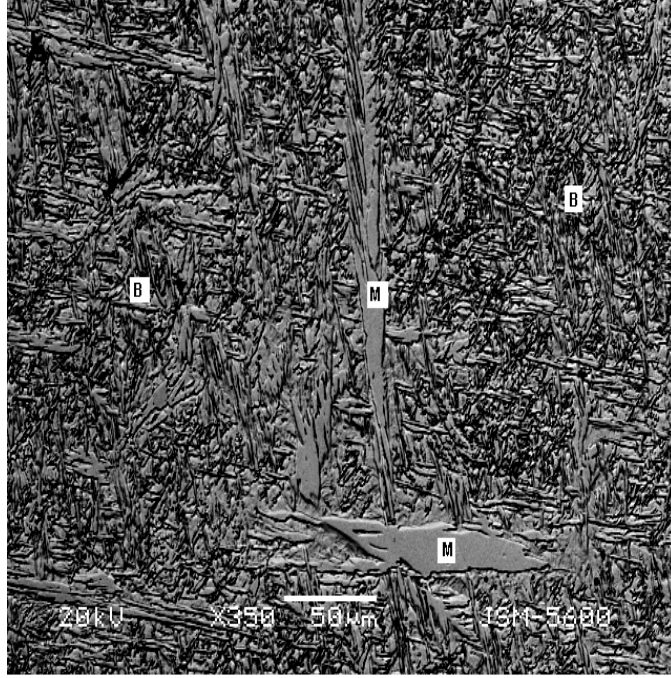
Örnek 1, Örnek 2, Örnek 3 ve Örnek 4' e ait zor-zorlanma deneylerine bakarak esneklik sınırları içerisinde her bir örneğe aynı miktarda %7 basma zoru uygulandı. %7 deformasyon sonunda her bir örnekte faz dönüşümünün meydana gelip gelmediğini anlamak için örneklerin yüzey incelemeleri yapıldı. Hazırlanan bu örnekler yeniden numaralandırılarak Çizelge 3.6' da verildi.

Çizelge 3.6 A ve B Alaşımlarından ısıtma işlemli deformasyon uygulanmış örnekler

Alaşımlar	Isıl işlem (°C)	Isıl işlem (saat)	Soğutma işlemi	Örnek No
A Alaşımı	800	1	Fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar yavaş soğutma+%7 basma zoru	Örnek 5
	800	1	Buzlu su içine atılarak hızlı soğutma +%7 basma zoru	Örnek 6
B Alaşımı	800	1	Fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar yavaş soğutma+%7 basma zoru	Örnek 7
	800	1	Buzlu su içine atılarak hızlı soğutma +%7 basma zoru	Örnek 8

3.2.2. Deformasyon ile Oluşan Faz Dönüşümlerinin SEM İle İncelenmesi

Şekil 3.16' da alaşım A alaşımından; yavaş soğutulan deformasyonlu Örnek 5' de %7 deformasyon sonucu gözlenen bainite yapı (B) ve deformasyon sonucu oluşturulmuş martensite (M) yapı verildi. Fakat %7 deformasyon sonunda; Örnek 1' de sadece tüylü olan kısımlar alt bainite (lower bainite) yapı gözlemlendi. Uzun ve çubuksu olan üst bainite (upper bainite) yapılara rastlanmadı^(51,67).



Şekil 3.16 Örnek 5'in SEM Fotoğrafi

Hızlı soğutulan deformasyonlu Örnek 6' da oluşan plaka martensite morfolojisi Şekil 3.17.a' da verildi. Bu örnekte kalın martensite plakalarının uçlara doğru incelendiği gözlemlendi ve bu plakalar oklarla gösterildi.

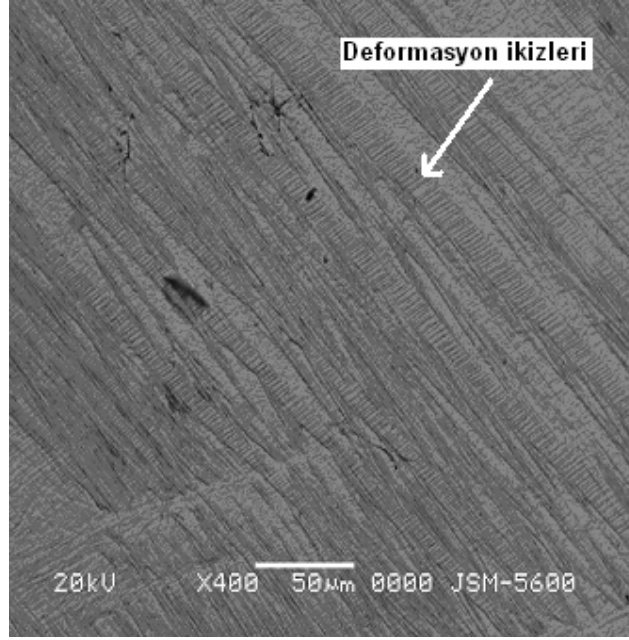
Şekil 3.17.b' de bu örnekte %7 deformasyon sonunda oluşan kayma bantları ve bu bantlar içerisinde birbirlerine paralel bir şekilde oluşmuş ikiz benzeri yapılar görüldü. Daha önce yapılan bir çalışmada bu oluşumlara benzer yapılar; Cu-Zn-Al alaşımlarında da gözlemlenmiş ve bunlar deformasyon ikizleri olarak adlandırılmıştır⁽¹³⁶⁾.

Şekil 3.17.c' de Örnek 6' da oluşan V-Tipi martensiteler verildi. %7 Deformasyon sonunda oluşturulan V-Tipi martensitelerin termal yol ile oluşan martensitelerden daha uzun bir şekilde meydana geldiği görüldü. Bu durum deformasyonun; austenite yapı içerisinde bir takım dislokasyonların oluşmasına ve martensitenin yerleşme düzlemi üzerinde bulabildiği boş yerlere yerleşmesine, kalınlaşması yerine uzamasına sebep olması ile açıklanabilir.

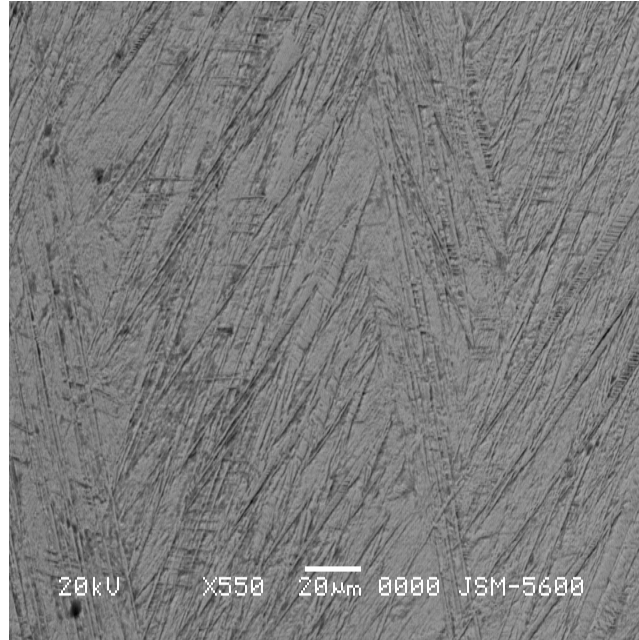
Sonuç olarak A alaşımında deformasyon etkisi ile oluşmuş martensite morfolojisinin termal yol ile oluşan martensite morfolojisinden daha sade bir şekilde ortaya çıktığı da bu deneylerle belirlenmiş oldu.



(a)



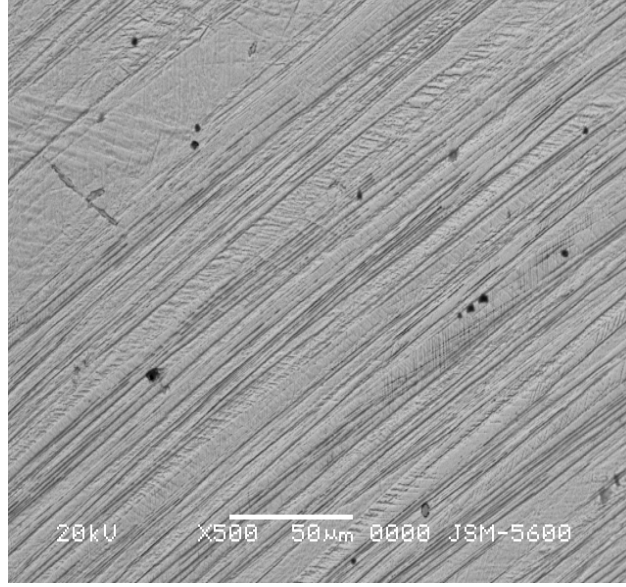
(b)



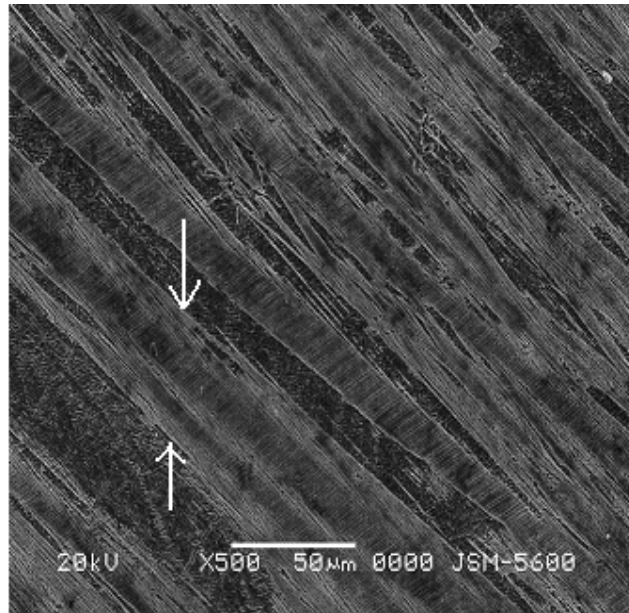
(c)

Şekil 3.17 Örnek 6' da gözlenen martensite morfolojileri **a)** Uçlara doğru incelen plaka martensite morfolojisi, **b)** Kayma bantları içerisinde oluşmuş deformasyon ikizleri, **c)** V-tipi Martensite morfolojisi

Hızlı soğutulmuş deformasyonlu Örnek 6' da gözlenen ince kayma çizgileri Şekil 3.18.a' da, kayma sonunda kalın plakaların birleşerek daha kalın ve uzun plakalar oluşturduğu SEM fotoğrafı Şekil 3.18.b' de verildi ve bu plakalar oklarla gösterildi.



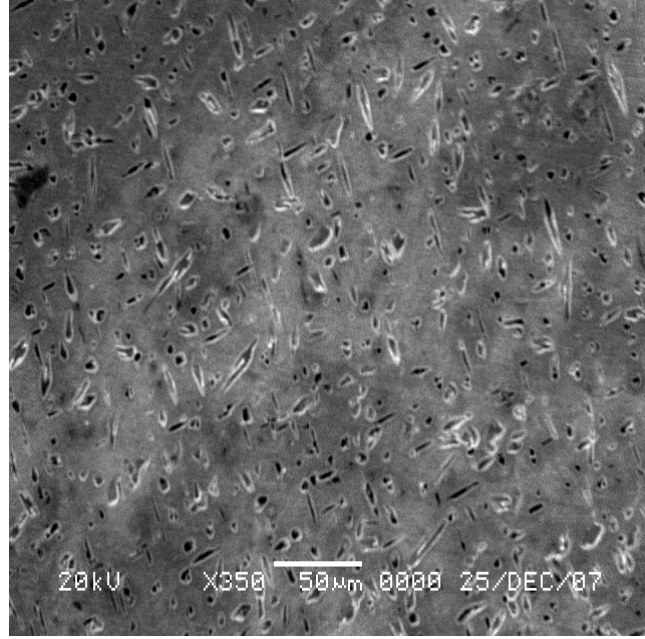
(a)



(b)

Şekil 3.18 Örnek 6' da oluşturulan **a)** Kayma bantları, **b)** Kayma sonucu kalın plakaların birleşimi

Şekil 3.19' da B alaşımının yavaş soğutulan deformasyonlu Örnek 7' nin SEM fotoğrafı verildi. Termal etki ile oluşturulan çökeltilerin deformasyon sonucu bir faz dönüşümüne uğramadığı, termal ve mekanik etki sonucu; çökelti yapının iğne biçimli (needle-like) şeklinde olduğu gözlemlendi.

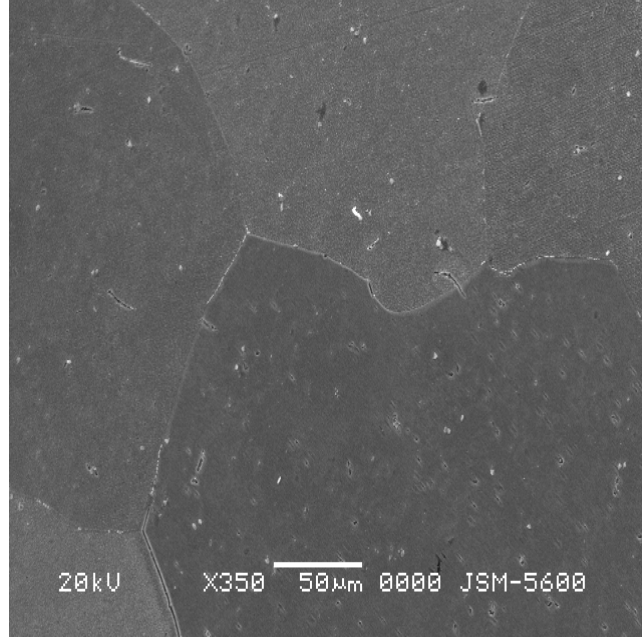


Şekil 3.19 Örnek 7' nin SEM fotoğrafı

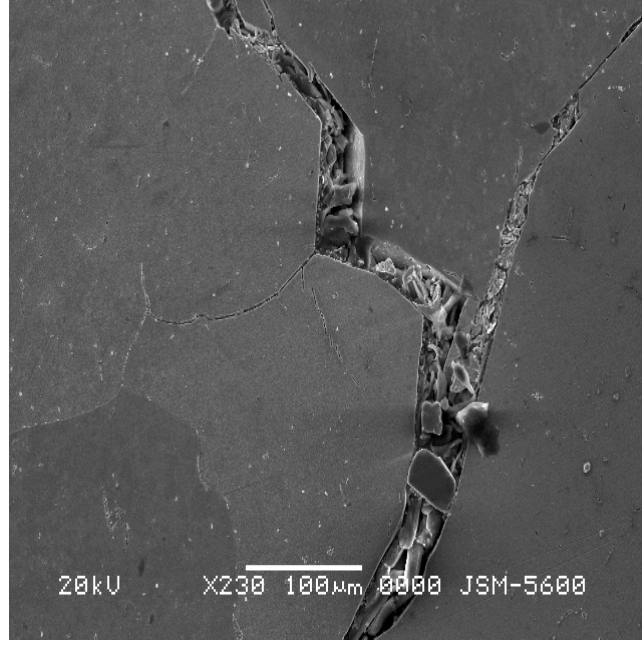
Hızlı soğutulan deformasyonlu Örnek 8' e ait austenite yapı Şekil 3.20.a' da verildi. Termal etki ile bu örnekte austenite yapı elde edilmişti. Dönüşümün gerçekleşmesi için; yüzey enerjisi ve dönüşüm zorlanma enerjisi şarttır. Ana faz ve ürün fazın serbest enerjileri aralarındaki fark gerekli ek enerjiyi aşmalıdır. Bu enerji zor ile de sağlanamadığından deformasyon sonucunda da bu örnekte austenite-martensite faz dönüşümü gözlenmedi.

Bu örnekte tane sınırlarında deformasyondan kaynaklanan kırılmaların meydana geldiği gözlemlendi (Şekil 20.b). Bu kırılmalar tane sınırlarından

kaynaklanmaktadır. Çünkü tane sınırları kusurların en yoğun olduğu yerlerdir⁽¹⁾. Bu durum kayma deformasyonları ve taneler arası kırılmalara sebep olur. Cu-bazlı alaşımlarda pratik uygulamalara engel olan önemli faktörlerden biri olarak kabul edilir⁽¹³⁷⁾.



(a)

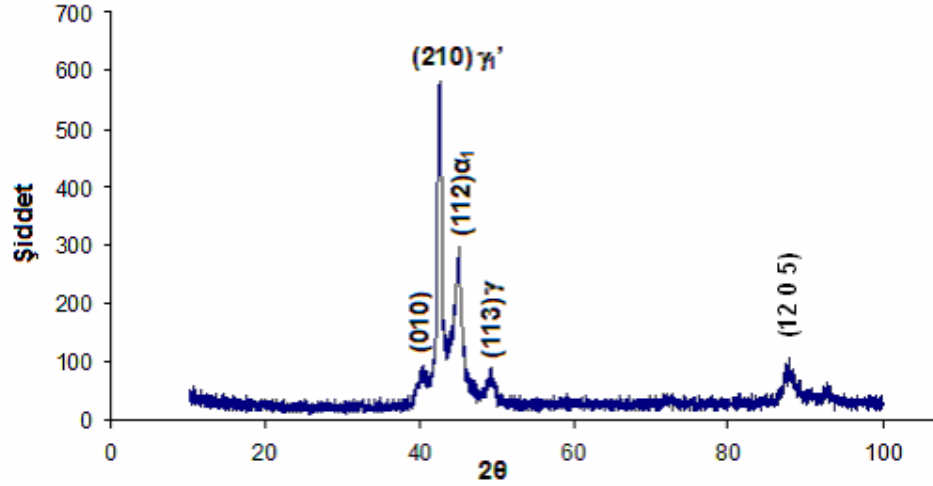


(b)

Şekil 3.20 Örnek 8' de gözlenen yapılar **a)** Örnek 8' de oluşan austenite tane Yapısı, **b)** Tane sınırlarında oluşan kırılmalar

3.2.3. Deformasyon ile Oluşan Faz Dönüşümlerin XRD ile incelenmesi

A alaşımından yavaş soğutulan deformasyonlu Örnek 5' in kırınım deseni Şekil 3.21' de ve finger-print metod ile kırınım deseninden elde edilen paralel düzlemler arası uzaklık (d), hkl düzlemi ve 2θ değerleri Çizelge 3.7' de verildi. Difraksiyon deseni incelendiğinde; α_1 (bainite) ve γ (çökelti) ikili fazla birlikte, deformasyon sonucu oluşmuş γ'_1 (2H) martensite fazın olduğu gözlemlendi. Bainite fazın örgü parametreleri $a = 15,79 \text{ \AA}$, $b = 2,20 \text{ \AA}$ ve $c = 10,33 \text{ \AA}$ bulundu.



Şekil 3.21 Örnek 5' e ait x-ışını toz kırınımı

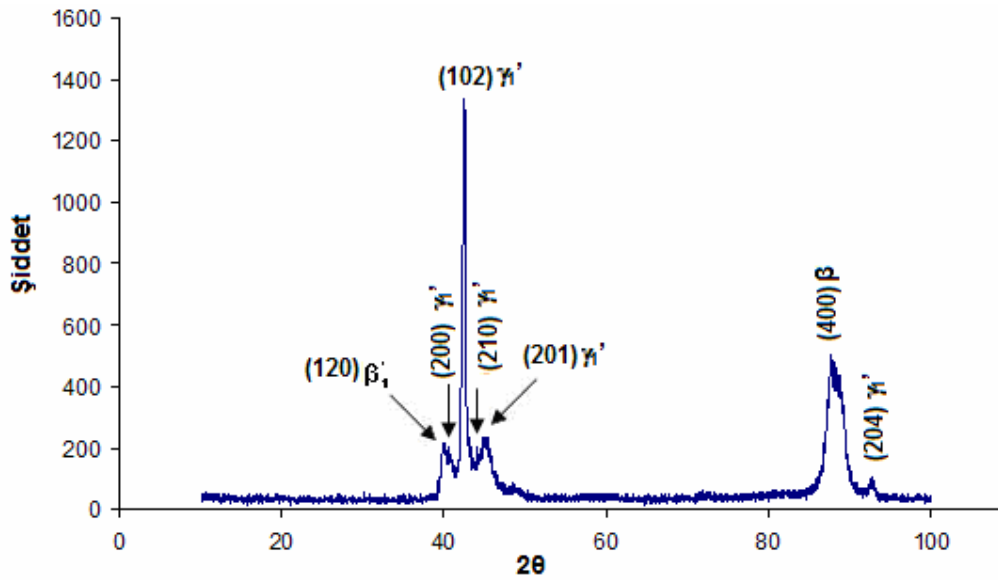
Çizelge 3.7 Örnek 5' in gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri

$2\theta(^{\circ})$	hkl	d[Å]
40,92	(010)	2,2054
42,56	(210)	2,1241
45,06	(112)	2,0119
49,4	(113)	1,8447
87,94	(12 0 5)	1,1103

Hızlı soğutulan deformasyonlu Örnek 6' nın kırınım deseni Şekil 3.22' de, kırınım deseninden elde edilen bilgiler yardımı ve açıklanan metod ile hesaplanan veriler Çizelge 3.8' de verildi. Bu örnekte; β_1' (18R) ve γ_1' (2H) martensite dönüşümlerin birlikte meydana geldiği toz kırınımı incelemeleri

sonucu ortaya konuldu. γ'_1 (2H) Martensitenin daha baskın olduğu da yapılan XRD çalışması ile belirlenmiş oldu.

2H Martensite kristal yapısı, ortorombik birim hücreye sahip h.c.p. bazlı süper yapıdır⁽¹²¹⁻¹²³⁾. γ'_1 (2H) martensite yapının örgü parametreleri $a = 4,43 \text{ \AA}$, $b = 5,67 \text{ \AA}$ ve $c = 4,85 \text{ \AA}$ olarak bulundu. Literatürde, Cu-Al-Mn alaşımlarında mangan ve alüminyumun farklı miktarlarına bağlı olarak martensitik fazın üç farklı tipinin; alaşımının α'_1 (3R), β'_1 (18R) ve γ'_1 (2H) gibi farklı kompozisyonlarında oluştuğu gözlenmiştir⁽¹⁵⁻¹⁸⁾.



Şekil 3.22 Örnek 6' ya ait x-ışını toz kırınımı

Çizelge 3.8 Örnek 6' nın gözlenen 2θ değerleri ve uygun fazlara ait miller indisleri

$2\theta(^{\circ})$	hkl	d[Å]
40,38	(120)	2,2519
40,64	(200)	2,2150
42,44	(102)	2,1272
44,68	(210)	2,0396
45,34	(201)	2,0148
87,86	(400)	1,1075
92,78	(204)	1,0636

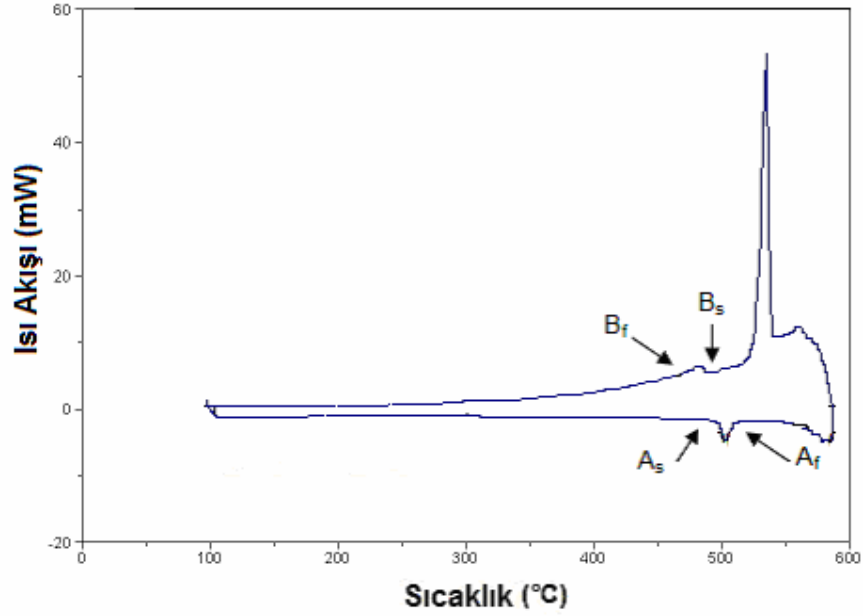
Alaşım B alaşımından hazırlanan ve yavaş soğutulan deformasyonlu Örnek 7 ve hızlı soğutulan deformasyonlu Örnek 8' de termal yol ile oluşturulan faz dönüşümlerinden farklı bir faz dönüşümü gözlenemediği SEM incelemelerinden belirlendi.

3.2.4. Deformasyon ile Oluşan Faz Dönüşümlerin DSC ile incelenmesi

A alaşımından elde edilen yavaş soğutulan deformasyonlu Örnek 5' e ait DSC eğrisi Şekil 3.23' te verildi. DSC eğrisinden A_s , A_f ve B_s , B_f sıcaklıkları sırası ile 500°C, 518°C ve 486°C, 470°C bulundu. 563°C değerinde ortaya çıkan pikin deformasyondan dolayı meydana gelen γ'_1 (2H) martensite faza ait olduğu belirlendi. Ayrıca basma zoru uygulanmış örneğin dönüşüm sıcaklıklarında bir artış meydana geldiği gözlemlendi. Bu artış

uygulanan zor karşısında daha fazla kusurların ortaya çıkması ile açıklandı⁽¹¹⁴⁾.

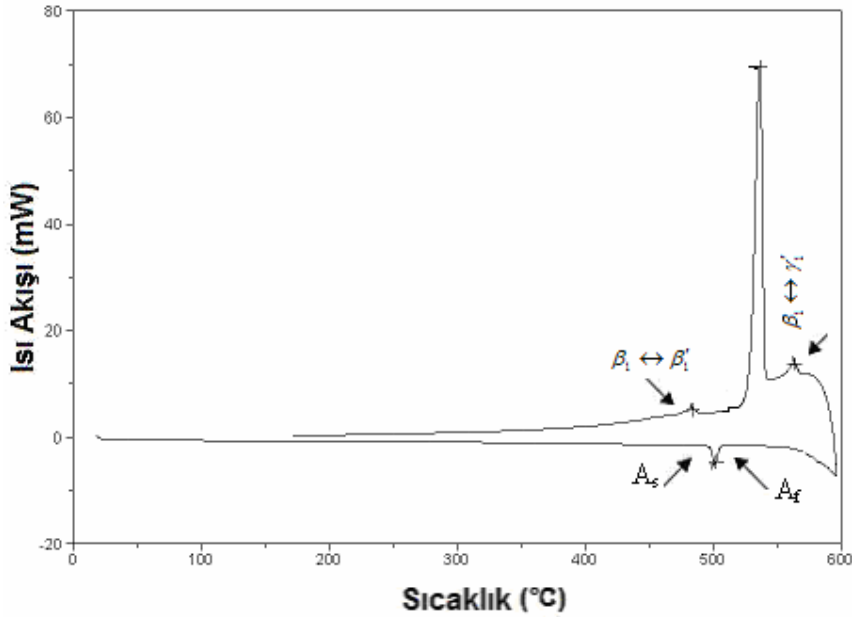
%7 Deformasyon sonunda elde edilen DSC eğrisinde 537°C' de bir pikin ortaya çıktığı görüldü. Bu pikin yavaş soğuma sırasında β -fazın, ötektoid ayrışma yolu ile 570°C civarında; γ_2 -faz (γ pirinç tipi yapı) yada α (f.c.c.) çökelti fazlarına ait olabileceği düşünüldü ve bu sıcaklık ötektoid reaksiyon sıcaklığı olarak belirtildi. %6,5 Mn eklenmesiyle, Cu-Mn-Al alaşımlarında ötektoid reaksiyon sıcaklığını yaklaşık 400°C düşürdüğü gözlenmiştir⁽¹³⁸⁾.



Şekil 3.23 Örnek 5' te gözlenen sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi

A alaşımından hızlı soğutulan deformasyonlu örnek 6' ya ait DSC eğrisi Şekil 3.24' te verildi. rnek 6' nin DSC eğrisinden ısıtma sırasında meydana gelen austenite fazın başlama ve bitiş sıcaklıkları sırasıyla 504°C ve 515°C olarak lld. Soğutma sırasında meydana gelen $\beta_1 \leftrightarrow \beta'_1$ dnşm için M_s ve M_f dnşm sıcaklıkları 484°C ve 462°C, $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$ dnşm için 564°C ve 551°C olarak tayin edildi.

Zorun etkisi ile dnşm sıcaklıklarında artış meydana geldiği gözlendi. Literatürde, Şekil hatırlamalı Cu-Al-Be alaşımları üzerine yapılan çalışmalarda, artan zorun etkisi ile ters dnşm sıcaklıklarının arttığı bulunmuş ve zorun dahada artırılması ile ters dnşm piklerinin kaybolduğu gzlenmiştir^(114,137). DSC eğrisinde 536°C oluşan pikin ötektoid reaksiyon sıcaklığı olduğu düşünüldü.



Şekil 3.24 rnek 6' da gözlenen sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi

4. SONUÇ

Bu tez çalışmasında ağırlık oranlarına göre Cu-%9,97Al-%4,62Mn (A alaşımı) ve Cu-%13,81Mn-%3,78Al (B alaşımı) alaşımlarına farklı ısı işlemler uygulanarak elde edilen, termal etkili faz dönüşümleri ve bu dönüşümler üzerine mekanik etkiler incelendi.

Cu-%9,97Al-%4,62Mn alaşımından yavaş soğutulan Örnek 1 ve bu örneğin deformasyonlu hali Örnek 5 ile ilgili elde edilen sonuçlar şöyledir.

SEM incelemeleri sonunda A alaşımından yavaş soğutulan Örnek 1'de bainite yapı ile birlikte çökelti gözlemlendi. Pearlite ile martensite yapı arasında kalan bir yapı olan bainite yapı, alt bainite ve üst bainite olarak görülmektedir. Bu sonuçlar, literatürle uyumaktadır⁽⁹⁹⁾.

Örnek 1' de meydana gelen uzun ve çubuksu bölgeler üst bainite (upper bainite) yapı ve tüylü olan kısımlarda alt bainite (lower bainite) yapı olarak belirlendi. Bainite yapı ile birlikte çökelti yapılarının da meydana geldiği açık olarak görüldü (Şekil 3.1). Bu çökeltilerin, tane sınırlarında sürekli bir şekilde oluştuğu da bu çalışma ile ortaya konulmuş oldu.

Yavaş soğutulan Örnek 1' in XRD incelemeleri sonunda, Örneğin x-ışınları toz kırınımında oluşan fazın belirlenmesinde⁽⁶⁹⁾, $a = 4,52 \text{ \AA}$, $b = 2,64 \text{ \AA}$ ve $c = 19,18 \text{ \AA}$ örgü parametreleri kullanılarak, bu fazın: α_1 bainite (9R) faz olduğu bulundu (Şekil 3.7). Yavaş soğuma sırasında β -fazın, ötektoid ayrışma yolu ile 570°C civarında iki faza ayrıldığı bilindiğinden, bu fazlardan birinin γ_2 -faz (γ piring tipi yapı) ve diğerinin α -faz (f.c.c.) faz olduğu sonucuna varıldı^(67,76,77).

DSC ölçümlerinden Örnek 1 için A_s (austenite başlama sıcaklığı), A_f (austenite bitiş sıcaklığı), B_s (bainite başlama sıcaklığı) ve B_f (bainite bitiş sıcaklığı) sıcaklıkları sırasıyla 497°C, 513°C ve 481°C ve 466°C bulundu (Şekil 3.11).

Yapılan zor-zorlanma deneyleri ile yavaş soğutulan Örnek 1 hızlı soğutulan Örnek 2 ile karşılaştırıldığında uygulanan basma zoru karşısında daha az dayanım gösterdiği bulundu (Şekil 3.15.b). Yavaş soğutulan Örnek 1'de meydana gelen bainite faz dönüşümüne literatürde az rastlanırken, bainite faz dönüşümü üzerine deformasyon çalışmalarına rastlanmamıştır. Bu bakımdan A alaşımında bainite yapı üzerine deformasyon etkisi bu çalışmada ilk defa incelenmiş oldu.

%7'lik basma zoru uygulandığında Örnek 5' in SEM görüntülerinden, örnekte bainite yapı ile birlikte deformasyon sonucu oluşmuş zor-etkili (stress-induced) martensitelerin olduğu gözlemlendi. Örneğin, SEM görüntülerinde uzun ve çubuksu (üst bainite) bölgelere rastlanmadı. Fakat tüylü (alt bainite) yapıların varlığını koruduğu gözlemlendi (Şekil 3.16).

Örnek 5' in XRD incelemelerinden; örneğin kırınım deseninden, α_1 (bainite) ve γ (çökelti) ikili fazın yanı sıra bu fazlarla birlikte deformasyon sonucu oluşmuş γ'_1 (2H) martensite fazın olduğu x-ışınları çalışmasından bulundu (Şekil 3.21). X-ışınları analizi SEM sonuçlarını doğrulamaktadır. Bainite yapının örgü parametreleri $a = 15,79 \text{ \AA}$, $b = 2,20 \text{ \AA}$ ve $c = 10,33 \text{ \AA}$ olduğu bulundu. %7 basma zoru uygulandıktan sonra birim hücre parametrelerinde bir değişim meydana geldiği gözlemlendi.

Örnek 5 için DSC incelemelerinden, A_s , A_f ve B_s , B_f sıcaklıkları belirlendi. Bu sıcaklıkları sırası ile 500°C, 518°C ve 486°C, 470°C bulundu. 563°C değerinde ortaya çıkan pikin deformasyondan dolayı meydana gelen γ'_1 (2H) martensite faza ait olduğu ve 537°C' de ortaya çıkan diğer pikin ötektoid reaksiyon sıcaklığına ait olduğu bulundu. Basma zoru karşısında bu sıcaklıkların artış gösterdiği belirlendi (Şekil 3.23).

Hızlı soğutulan Örnek 2 ve onun deformasyonlu hali Örnek 6 ile ilgili elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

SEM incelemeleri sonunda A alaşımından hızlı soğutulan Örnek 2' de austenite tane yapısıyla birlikte hiç çökelti oluşmaksızın martensite fazın meydana geldiği görüldü (Şekil 3.2.a). Martensitik dönüşümün bir özelliği olan martensite plakalarının tane sınırlarında kesildiği ve bu örneğin oda sıcaklığında tamamen martensite fazda olduğu yüzey incelemeleri sonunda gözlemlendi.

Örneğe ait SEM fotoğraflarından; yüksek sıcaklıklardan martensitik dönüşüm (M_s) sıcaklığının altına hızlı soğutulması sonucu farklı yönelimlere sahip martensite plakalarının oluştuğu gözlemlendi. Yüzey incelemeleri sonunda; termal yol ile bu örnekte oluşturulan martensitelerin farklı martensite morfolojilerinde ortaya çıktığı bulundu (Şekil 3.4). Bu morfolojiler; V-şekilli, zik-zak şekilli, çubuk ya da iğne şekilli ve birbirleri ile uyumlu martensite plakalardır. Martensite plakaları arasında farklı yönelimlere sahip martensitelerin ve yüksek sıcaklıklardan hızlı soğutma yapıldığında birbirleriyle uyumlu plakaların oluştuğuda bu çalışma ile ortaya konuldu.

Örnek 2' nin x-ışını toz kırınımından, β'_1 (18R) ve γ'_1 (2H) iki tür martensite yapının meydana geldiği belirlendi. İki farklı türde martensite yapının oluşumu alaşımın kompozisyonundan kaynaklanmaktadır. Literatürde, mangan ve alüminyumun farklı miktarlarına bağlı olarak martensite fazın hem γ'_1 hem de β'_1 iki farklı tipinin, birlikte varolduğu gözlenmiştir⁽¹⁵⁻¹⁸⁾. Örnek 2' nin elde edilen difraksiyon pikleri incelendiğinde, β'_1 martensite için yapılan hesaplamalarda, ana fazdan martensite faza dönüşümlerinin $DO_3 \rightarrow M18R (\beta'_1)$ olduğu bu çalışma ile kanıtlandı (Şekil 3.8).

Literatürde Cu-Al-Mn alaşımları üzerine yapılan çalışmalarda düzenli DO_3 (b.c.c.) ana fazından bir M18R martensitik dönüşüm sergilendiği ve bu alaşımların martensite fazının düzenli b.c.c. fazından, düzenli bir yapı M18R martensite faza dönüştüğü gözlenmiştir. Bu nedenle bu çalışmada bulunan sonuç literatürle uyumludur ve SEM fotoğrafları, XRD analizi ile desteklenmiş oldu^(15-18,108,109).

Martensite dönüşüm türü belirlendikten sonra, M18R monoklinik yapının örgü parametreleri $a = 4,01 \text{ \AA}$, $b = 5,23 \text{ \AA}$ ve $c = 38,43 \text{ \AA}$ olarak bulundu. β -faz alaşımlarında önemli olan a/b oranı $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük olduğu birim hücre parametrelerinden görülmektedir. Örneğin birim hücresindeki a- ve c- eksenleri arasındaki monoklinik distorsiyon açısı $\beta = 89,6^\circ$ olarak bulundu.

Örnek 2' nin DSC eğrisinden; endotermik ve ekzotermik olmak üzere iki pik oluştuğu gözlemlendi. Isıtma sırasında endotermik pikin oluştuğu ve dönüşümün martensite fazdan austenite faza gerçekleştiği, soğutma sırasında, ekzotermik piklerin oluştuğu ve dönüşümün austenite fazdan martensite faza gerçekleştiği bulundu.

Hızlı soğutulan Örnek 2 üzerinden alınan DSC eğrisinde ısıtma sırasında meydana gelen austenite fazın başlama ve bitiş sıcaklıkları sırasıyla 498°C ve 511°C ölçüldü. Soğutma sırasında meydana gelen piklerin $\beta_1 \leftrightarrow \beta'_1$, $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$ martensite dönüşümleri için M_s ve M_f dönüşüm sıcaklıkları sırası ile 480°C, 452°C ve 555°C, 545°C olarak bulundu. DSC eğrisinde 536°C oluşan pikin ötektoid reaksiyon sıcaklığı olarak belirlendi (Şekil 3.12). Örnek 2'nin, dönüşüm sıcaklıklarının yüksek olması, çökeltilerin oluşumu ve alaşımın alüminyum ile mangan miktarının yüksek olması ile açıklandı⁽¹⁴⁻¹⁸⁾.

Yapılan zor-zorlanma deneyleri ile hızlı soğutulan Örnek 2' nin beklenildiği gibi zora karşı daha dirençli olduğu gözlemlendi (Şekil 3.15.c). Bu sonuç martensite fazın zora karşı daha dirençli olmasından kaynaklanır.

%7 deformasyon etkisi ile oluşturulmuş (Örnek 6) martensite morfolojisinin termal yol ile meydana gelen martensite morfolojisine benzerlikleri ile birlikte farklı morfolojilerde de meydana geldiği görüldü. Termal etki ile oluşturulan martensite morfolojilerinin; V-şekilli, zik-zak şekilli, çubuk ya da iğne şekilli ve birbirleri ile uyumlu martensite plakalarından oluştuğu söylenmişti. %7 deformasyon sonucunda Örnek 6' da V-şekilli martensite morfolojisine rastlanırken, diğer morfolojilerin termal yol ile

meydana gelen martensite morfolojilerinden tamamen farklı olduğu yüzey incelemeleri sonunda bulundu (Şekil 3.17, Şekil 3.18).

%7 Deformasyon sonunda Örnek 6' nın SEM incelemelerinden ince plaka martensite morfolojisinin ortaya çıktığı ve martensitelerin uçlara doğru incelendiği gözlemlendi. Deformasyonla oluşan kayma sonunda; kalın plakaların birleşerek daha kalın ve uzun plakalar meydana getirdiği, yine oluşan bu bantların içerisinde çok ince mikroyapıların olduğu açıkça görüldü. Martensite plakaların içerisinde ince dizimli ikiz benzeri yapılara rastlandı ve bu yapılar deformasyon ikizleri olarak adlandırıldı⁽¹²⁸⁾. Bu çalışmada deformasyon sonunda oluşmuş yeni martensite gruplarına da rastlandı. Bu sebepten dolayı bu martensitelerin zor ile oluşturulmuş (stress-induced) martensiteler olduğu kanısına varıldı⁽²⁾.

A alaşımında deformasyon yolu ile oluşturulmuş martensite morfolojilerinin termal yol ile oluşturulmuş martensite morfolojilerinden farklı bir şekilde oluştuğu ve deformasyon yolu ile oluşturulmuş martensite morfolojisinin termal yol ile oluşturulmuş martensite morfolojisinden daha sade bir şekilde ortaya çıktığı da SEM incelemeleri ile açığa kavuşturulmuş oldu.

X-ışını toz kırınım incelemelerinden; Örnek 6' da β' (18R) ve γ' (2H) martensite fazların birlikte meydana geldiği belirlendi (Şekil 3.22). Bu örneğin SEM incelemelerinde deformasyon sonucu oluşmuş (stress-induced) martensiteler gözlenmişti⁽²⁾. XRD incelemeleri ile bu sonucun doğruluğu kanıtlanmış oldu. γ' (2H) Martensite yapının örgü parametreleri $a = 4,43 \text{ \AA}$, $b = 5,67 \text{ \AA}$ ve $c = 4,85 \text{ \AA}$ bulundu. A alaşımında hızlı soğutulan Örnek 2 için

β'_1 (18R) martensite baskınken, hızlı soğutulmuş deformasyonlu Örnek 6 için γ'_1 (2H) martensitenin daha baskın olduğu bulundu.

Daha önce yapılan çalışmalarda, Cu-Al-Mn alaşımlarında mangan ve alüminyumun farklı miktarlarına bağlı olarak martensite fazın üç farklı tipinin, α'_1 (3R), β'_1 (18R) ve γ'_1 (2H) alaşımın farklı kompozisyonlarında olduğu gözlenmiştir⁽¹⁵⁻¹⁸⁾.

A alaşımından hızlı soğutulan deformasyonlu Örnek 6' nın DSC eğrisinden ısıtma sırasında meydana gelen austenite fazın başlama ve bitiş sıcaklıkları sırasıyla 504°C ve 515°C ölçüldü. Soğutma sırasında meydana gelen $\beta_1 \leftrightarrow \beta'_1$ ters dönüşümü için M_s ve M_f dönüşüm sıcaklıkları 484°C ve 462°C, $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$ ters dönüşümü için 564°C ve 551°C tayin edildi. Zorun etkisi ile dönüşüm sıcaklıklarında artış meydana geldiği gözlemlendi. DSC eğrisinde 536°C oluşan pikin ötektoid reaksiyon sıcaklığı olduğu belirlendi (Şekil 3.24). Basma zorunun etkisi ile dönüşüm sıcaklıklarında artış meydana geldiği gözlemlendi.

Cu-%13,81Mn-%3,78Al (B alaşımı) alaşımından yavaş soğutulan Örnek 3 ve bu örneğin deformasyonlu hali Örnek 7 ile ilgili elde edilen sonuçlar şöyledir.

Yavaş soğutulan Örnek 3' ün SEM görüntülerinden, örnekte iğne şekilli (needle-like) çökelti yapıların meydana geldiği gözlemlendi (Şekil 3.5.a). Çökeltiyle birlikte austenite yapının açık olarak görülmesi öncelikle ana fazın oluştuğunu daha sonra çökeltilerin meydana geldiğini açık olarak

kanıtlamaktadır. Çökelti içerisinde alınan EDS sonucu; bu çökeltilerin içerisinde alüminyum miktarının fazlaştığını gösterdi.

Düşük sıcaklık oranlarında birbirine benzeyen denge fazlarının, β fazı değil, $\text{Cu}_3\text{Mn}_2\text{Al}_2$ (γ - bronz tipi) ve β -Mn (β -Mn tipi) fazların olduğu daha önceden belirtilmişti^(30,78). Örnek 3' ün kırınım deseninden; β -fazla birlikte çökeltilerin meydana geldiği belirlendi (Şekil 3.9). Böylece SEM incelemeleri XRD sonuçları ile doğrulanmış oldu. Bu çökeltilerin kübik kristal yapıda olduğu bilindiğinden⁽³⁰⁾, Örnek 3 için hesaplanan $a = 6,03 \text{ \AA}$ örgü parametresinin literatürle uygunluğu gözönüne alınarak örgü parametresinin β -Mn fazın örgü parametresi olduğu bulundu. Bu nedenle, bu fazın β -Mn tipi çökelti faz olduğu tespit edildi.

Örnek 3'ün DSC ölçümlerinden, çökelti yapı için başlama sıcaklığı 622°C ve bitiş sıcaklığı 654°C olarak belirlendi (Şekil 3.13). Bütün örnekler %7 basma zoru karşısında bir dayanım gösterirken Örnek 3' ün basma zoru karşısında dayanamayıp koptuğu görüldü (Şekil 3.15.d). Bu sonuç, çökelti fazın sert ve kırılgan olmasına bağlandı.

%7'lik basma zoru uygulandığında, Örnek 7' nin SEM görüntülerinden; farklı bir faz dönüşümü göstermediği, yine çökelti fazda kaldığı gözlemlendi (Şekil 3.19). Örnek 7 için mekanik etki ile oluşan faz dönüşümleri termal etki ile benzer sonuç vermiştir.

SEM incelemeleri sonunda B alaşımından hızlı soğutulan Örnek 4' te termal etki ile austenite tane yapısı oluştuğu görüldü (Şekil 3.6). Austenite tanelerin büyüklüğü dikkat çekmektedir. Bununla birlikte bu örneğin geniş taneli olması üretimi zor hale getirmektedir⁽²⁶⁾. Her tanenin renklerinin farklı

tonlarda olduğu gözlendi ve bu sonuç her tanedeki yönelimin farklı olmasıyla açıklandı^(1,2).

Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda, ana fazın atomik düzeninin uygulanan ısı işlem ile soğutmaya bağlı olarak değıştiği daha önce ifade edilmişti. β faz alaşımlarında ana (austenite) faz çoğunlukla (DO_3) Fe_3Al yada $CsCl$ (B2) süper örgülü yapılara sahiptir. DO_3 yapısı sıcaklık düşüşüyle değışik türde martensite fazlara dönüşebilir. β faz alaşımlarında ana faz çoğunlukla b.c.c. yapılı süper örgülü yapılara sahiptir. Bu yapıları birbirinden ayırmak oldukça güçtür. Fakat $(220)_\beta$ piki DO_3 yapının temel düzlemidir.

Örnek 4' ün x-ışını kırınım deseninden $(220)_\beta$ piki açık olarak görülmektedir (Şekil 3.10). $(220)_\beta$ pikinin DO_3 yapının temel düzlemi olması sonucunu kullanarak, örneğin austenite fazının DO_3 (b.c.c.) süperörgülü yapıya sahip olduğu x-ışınları çalışması ile ortaya konuldu ve austenite yapının örgü parametresi, $a = 5,68 \text{ \AA}$ bulundu.

Austenite fazda bulunan Örnek 4 için DSC eğrisinden A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla 517°C ve 543°C olarak bulundu.

Zor-zorlanma deneylerinden, Örnek 4' ün %7 basma zoru karşısında dayanımının düşük olduğu gözlendi. Bunun nedeni örneğin tane boyutlarının büyük olmasına bağlandı. Tane boyutunun büyüklüğü mekanik açıdan istenen bir özellik değildir. Çünkü küçük tane boyutlu malzemelerde tane sınırı daha fazla olacağından ve tane sınırlarının dislokasyon hareketini engelleyici etki yaptığından, tane boyutu azaldıkça malzemenin sertlik ve dayanımı artar^(1, 67).

Martensite faz dönüşümü üzerinde soğutma ve deformasyon etkisi bilinir. Bu nedenle austenite fazda bulunan Örnek 4' te termal yol ile oluşturulamayan austenite-martensite faz dönüşümünün deformasyon yolu ile oluşturulabileceği düşünüldü ve Örnek 4 üzerine %7 basma zoru uygulandı.

SEM incelemeleri sonunda, Örnek 4 üzerinde uygulanan %7 basma zoru karşısında Örnek 8' de austenite-martensite faz dönüşümünün gerçekleşmediği gözlemlendi (Şekil 3.20). Fakat tane sınırlarında deformasyondan kaynaklanan kırılmaların meydana geldiği görüldü. Bu kırılmaların sebebi tane sınırlarında kusurların yoğun olmasıyla açıklandı. Kırılmalar, Cu-bazlı alaşımlarda pratik uygulamalara engel olan önemli faktörlerden biridir⁽¹²⁹⁾. Örnek 8 için mekanik etki ile oluşan faz dönüşümleri termal etki ile benzer sonuç vermiştir.

Bu tez çalışmasına konu olan alaşım A ve alaşım B alaşımları üzerine yapılan incelemelerde; A ve B alaşımlarından hazırlanan örnekler aynı ısıtma işlemlere maruz bırakılmalarına rağmen, A alaşımında martensite faz dönüşümü oluşturulurken, B alaşımında martensite faz dönüşümü gözlenmedi. Bu nedenle bu alaşımlarda oluşturulan faz dönüşümlerinin birbirlerinden bağımsız bir şekilde meydana geldikleri belirlendi. Ayrıca A alaşımı uygulanan basma zoru karşısında bir etki gösterirken, alaşım B'nin deformasyona karşı bir etki göstermediği bulundu. A alaşımı ve B alaşımı üzerine yapılan çalışmalarda; A alaşımı daha iyi dayanım gösterirken, B alaşımının daha az dayanım gösterdiği bulundu. Bu nedenle yüksek dayanım

gerektiren yerlerde pratik uygulamalar için A alayımının daha kullanışlı özelliklere sahip olduğu sonucuna varıldı.

KAYNAKLAR

1. D.R. Askeland, The Science and Engineering of Materials, Second S.I. Editio Chapman and Hall, London, 1990
2. Z. Nishiyama, Martensitic Transformation, Academic Pres, New York, 1978
3. L. F. Mondolfo, Alüminium Alloys: Structure and Properties, First Published Butter Worths, London, 1976
4. F. Abd. El Salam, Physica B **292**, 71(2000).
5. G. Karmakar, R. Sen, S.K. Chattopadhyay, A. K. Meikap and S.K. Chatterjee, Mater Science, **25**, 315(2002).
6. T. C. Schulthess, P. E. A. Trurchi, A. Gonis and T. G. Nieh, Acta Materialia, Iss. 1359-6454, **46**, No.6, 2215(1998).
7. E.C. Bain, Trans. Am. Inst. Min. Metall. Engrs (AIME), **70**, 25(1924).
8. H. Funakubo, Shape Memory Alloys, Translated from the Japanese by Kennedy, J.B., Gordon and Breach Science Publishers, London, 1987
9. M. Umemoto, E.Yoshitake and İ.Tamura, Journal of Materials Science, **18**, 2894(1984)
10. S. Özgen and O. Adıgüzel, Journal of Physics and Chemistry of Solids, **65**, 861(2004)
11. F.J. Gil, J.M. Guilemany and J.Fernandez, Materials Science and Engineering, **A241**, 114(1998)
12. Francisco-Jose Perez-Reche, M. Stipcich, E. Vives, L. Manosa, and A. Planes, Physical Review B **69**, 1-7, 064101, (2004)
13. H. Kato, T. Ozu, S. Hashimoto and S. Miura, Materials Science and Engineering, **A 264**, 245(1999)
14. E. Obrado, L. Manosa, and A. Planes, Physical Review B, **56**, No.1, 20(1997)

15. U.S. Mallik and V. Sampath, Journal of Alloys and Compounds, **459**, Iss. 1-2, 142(2008)
16. U.S. Mallik and V. Sampath, Materials Science and Engineering:A, **481-482**, 680(2008)
17. U.S. Mallik and V. Sampath, Materials Science and Engineering A, **478**, Iss:1-2, 48(2008)
18. U.S. Mallik and V. Sampath, Journal of Alloys and Compounds, In Press, Corrected Proof, Available online, (2008)
19. R. Kainuma, N.Satoh, X.J. Liu, I.Obnuma and K. Ishida, Journal of Alloys and Compounds **266**, 191(1998)
20. Y. Zheng, C. Li, F.Wan and Y. Long, Journal of Alloys and Compounds **441**,317(2007)
21. C. Lopez del Castillo, B.C. Mellar, M.L. Blazquez and C. Gomez, Scripta Metallurgica, **21**, 1711(1987)
22. P. Sittner, V. Novak, N. Zorubova and V. Studnicka, Materials Science and Engineering **A273-275**,370(1999)
23. S.Y. Yang and T.F. Liu, Scripta Materialia **54**, 931(2006)
24. S.C. Jeng, Journal of Alloys and Compounds, **441**, Iss. 1-2, 139(2007)
25. Z.Y. Pan, Z. Li, M.P. Wang, C.P. Deng, S.H.Li and F. Zheng, Materials Science and Engineering: A, Iss.1-2, 104(2007)
26. Y. Sutou, R. Kainuma and K. Ishida, Material science and Engineering **A273- 275**, 375(1999)
27. Y. Sutou, T. Omori, K. Yamauchi, N.Ona, R. Kainuma and K.Ishida, Acta Materialia **53**, 4121(2005)
28. E. Obrado, LI Mannosa, A. Planes, R. Romero and A. Somoza, Materials Science and Engineering, **A 273**, 586(1999)
29. X.M. Wang and Z.F. Yue, Materials Science and Engineering, **A 425**, 83 (2006)

30. S.Y. Yang and T.F. Liu, *Journal of Alloys and Compounds* **417**, 63 (2006)
31. M.O. Prado and A. Tolley, *Materials Science and Engineering*, **A 273**, 590(1999)
32. R. A. Dunlap, G. Stroink and K. Dini, *J. Phys. F: Met. Phys.* **16**, 1083 (1986)
33. V.V. Kokorin, L.E. Kozlova and A.O. Perekos, *Materials Science and Engineering*, **A 481**, 542(2008)
34. V.V. Kokorin, L.E. Kozlova and A.N. Titenko, *Scripta Materialia* **47**, 499 (1999)
35. M. Braunovic and C. Labrecque, *IEEE Transactions on components, packaging and manufacturing Technology-PART A.*, **19**, No.3, (1996)
36. J.Iqbal, F.Hasany and F.Ahmad, *J. Mater. Sci. Technol.*, **.22**, No.6, 779(2006)
37. N. Zarubova and V. Novak, *Materials Science and Engineering*, **A 378**, 216 (2004)
38. J. X. Zhang, Y.F. Zheng, Y.C. Luo and L.C. Zhao, *Acta Mater.*, **47**, No.12, 3497(1999)
39. L.E. Kozlova and A.N. Titenko, *Materials Science and Engineering*, **A 438**, 738(2006)
40. T.N. Durlu, *Proceedings of ICOMAT 79, Boston*, 40(1979)
41. C.M. Wayman, *Journal of Metall*, 129(1980)
42. G.B. Olson and M. Cohen, *Thermoelastic Behavior in Martensitic Transformations. Scripta Metal.*, **9**, 1247(1975)
43. J. Fernandez, *Journal of Physics and Chemistry of Solids* **66**, 256, (2005)
44. S. Kazanç, S. Özgen and O. Adigüzel, *Physica* **B 334**, 375(2003)

45. T.Kakeshita, K.Kuroiwa, K.Shimuzu, T.Ikeda, A. Yamagishi and M.Date, Materials Transactions, JIM., **34**, 415(1993)
46. A. Borgenstam, Materials Science and Engineering, **A273**, 425(1999)
47. S. Kajiwara, Mater. Sci. Eng., **A273-275**, 67(1999)
48. J.W. Christian, The Theory Of Transformations In Metals And Alloys, Oxford, Pergamon Press, 1965.
49. D.N. Adnyana, Wire Journal International **4**, 52(1984)
50. T. A. Schroeder and C.M. Wayman, Acta Metallurgica, **27**, 405 (1979)
51. H. K. D. H. Bhadeshia, Worked Examples in the Geometry of Crystals, London, (2001)
52. L. Kaufman and M. Cohen, The Mechanism Of Phase Transformation in Metals And Alloys, Institute of Metals Monography and Report Series , No. 18, London, 187(1955).
53. L. Kaufman and M. Cohen, Trans. Am. Inst. Min. Metall. Engrs (AIME), **206**, 1393(1956)
54. G.B. Olson and W.S. Owen, Martensite, The Materials Information Society, New York, 1992
55. D. A. Porter and K. E. Easterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, Chapman and Hall, London, 1981
56. M. A. Jaswon and J. A. Wheeler, Acta Cryst, **1**, 216(1948).
57. C.M. Wayman, Introduction to The Crystallography of Martensitic Transformations, The Macmillan Company, New York, 1964
58. M. Cai, S.C. Langford, J.T. Dickinson, G. Xiong, T.C. Droubay, A.G. Joly, K.M. Beck and W.P. Hess, Journal of Nuclear Materials, **361**, 306 (2007)
59. A. G. Khachaturyan, Theory of Structural Transformations in Solids, John Wiley, New York, 1983
60. B. A. Bilby and J. W. Christian, J. Of the Iron Steel Ins., **197**, 1911(1961).

61. J.S. Bowles and C.M. Wayman, *Met. Trans.*, **3**, 1113(1972).
62. G. Kurdjumov and G. Sachs, *Z Phys*, **64**, 325(1930).
63. A.B. Greninger and A.R. Troiano, *Transactions AIME*, **140**, 307(1940).
64. M.S. Wechsler, D.S. Lieberman and T.A. Read, *J. Of Metals*, **197**, 1503(1953)
65. J.K. Mackenzie and J.S. Bowles, *Acta Metallurgica*, **2**, 138(1954)
66. D.S. Liberman, M.S. Wechsler and T.A. Read, *J. Apply. Phys.*, **26**, 473 (1955)
67. W.F. Smith, *Structure and Properties of Engineering Alloys*, 2th ed., McGraw-Hill, 1994
68. J. Marcos, L. Manosa, A. Planes, R. Romero and M. L. Castro, *Philosophical Magazine*, **84**, No.1, 45-68, (2004)
69. Eon-Sik Lee and Young G. Kim, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **24**, 745(1990)
70. Z.G. Wei and R. Sandström, *Materials Science and Engineering* **A273**, 352(1999)
71. K. Ogawa and S. Kajiwara, *Materials Science and Engineering*, **A 438-440**, 90(2006)
72. S. Yamamota, H. Yokoyama, K. Yamada and M. Niikura, *ISIJ International*, **35**, No. 8, 1020(1995)
73. W. Zou, J. Gui, R. Wang, C. Tang, M. Xiang and D. Zhang, *Journal of Materials Science* **32**, 5279(1997)
74. M. Hillert, *ISIJ international*, **35**, No. 9, 1134(1995)
75. J. K. Warciak, Z. Bojarski and H. Morawiec, *Journal of Materials Science* **21**, 788(1986)
76. J. Miettinen, *Calphad*, **27**, No.1, 103(2003)
77. G. Roulin, P. Duval and N. L. Guiner, *Scripta Materialia*, **37**, No.3, 253 (1997)

78. R. Kainuma, N. Satoh, X.J.Liu, I. Ohnuma and K. Ishida, Journal of Alloys and Compounds **266**, 191(1998)
79. K. Otsuka, and X. Ren, Intermetallics **7**, 526(1999)
80. Y. Sutou, R. Kainuma and K.Ishida, Materials Science and Engineering, **A 273**, 375(1999)
81. Jia Wen Xu, Journal of Alloys and Compounds, **448**, Iss.1-2, 441(2008)
82. C.P. Wang, X. J. Liu, M. Jiang, I.Ohnuma, R. Kainuma and K. Ishida, Journal of Physics and Chemistry of Solids **66**, 256(2005)
83. G.Song, N. Ma, and H-N. Li, Engineering Structures **28**, 1266(2006)
84. G.S. Firstov, J. Van Humbeeck and Y.N. Koval, Materials Science and Engineering, **A 378**, 2(2004)
85. Q. Wang, F. Han, G. Hao and J. Wu, Materials Letters **59**, 3284(2005)
86. J.V. Humbeeck, Materials Science and Engineering, **A273**, 134 (1999)
87. D.E. Hodgson, Shape Memory Applications, Inc., Wu, M.H., Memory Technologies, and Biermann R.J., Harrison Alloys, Inc., 2002
88. K. Otsuka, and T. Kakeshita, Science and Technology of Shape-Memory Alloys: New Developments, MRS Bulletin, **27**, No.2, 91(2002)
89. J. Fernandez, X.M. Zhang and J.M. Guilemany, Journal of Materials Processing Teechnology **139**, 117(2003)
90. Q. Wang, F. Han, C. Cui, S. Bu and L. Bai, Materials Letters, **61**, No. 30, 5185(2007)
91. Y. Sutou, T. Omori, N. Koeda, R. Kainuma and K. Ishida, Materials Science and Engineering, **A 438**, 743(2006)
92. L. An and W.M. Huang, Materials Science and Engineering, **A420**, 220 (2006)
93. J. V. Humbeeck, Journal of Alloys and Compounds **355**, 58(2003)
94. Z. Li, Z.Y. Pan, N. Tang, Y.B. Jiang, N. Liu, M. Fang and F. Zheng, Materials Science and Engineering, **A 417**, 225(2006)

95. M. Eskil and N. Kayali, *Materials Letters* **60**, 630(2006)
96. J.W. Christian, G.B. Olson and M. Cohen, *Journal de Physique IV col. C8, Supplement au Journal de Physique III*, **5**, (1995)
97. J.Ortin and A. Planes, *Acta metall*, **37**, No.5, 1433(1989)
98. J. Marcos, A. Planes, L. Manosa, A. Labarta and B. J. Hattink, *IEEE Transactions on Magnetics* **37**, No.4, 2712(2001)
99. Y. Sutou, T. Omori, A. Furukawa, Y. Takahashi, R. Kainuma, K. Yamauchi, S. Yamashita and K. Ishida, *Wiley Periodicals. Inc.*, 64(2004)
100. F.J.Gil, J.M. Guilemany and J.Fernandez, *Journal of Materials Science Letters* **16**, 2012(1997)
101. Y.Sutou, T. Omori, J.J.Wang, R.Kainuma and K.Ishida, *Materials Science and Engineering*, **A 378**, 278(2004)
102. I.Cornelis and C.M.Wayman, *Scripta Metallurgica*, **10**, 359(1976)
103. J. Dutkiewicz, *Acta Physica Polonica A*, **96**, 197(1999)
104. R. Stalmans, J. Van Humbeeck and L. Delaey, *Acta Metall. Mater.*, **40**, 2921(1992)
105. Miguel Oscar Prado, *Scripta Mater.* **44**, 2431(2001)
106. T. Saburi and C.M. Wayman, *Acta Metallurgica*, **27**, 979(1978)
107. O. Adigüzel, *Journal of Materials Processing Technology* **185**,120 (2007)
108. A.Aydoğdu, Y. Aydoğdu and O. Adigüzel, *Journal of Materials Processing Technology* **153-154**,164(2004)
109. A. Aydoğdu, Y. Aydoğdu and O. Adigüzel, *13.Ulusal Elektron Mikroskop Kongresi*, 676.ODTÜ ANKARA, (1997)
110. S. Miyazaki and K. Otsuka, *ISIJ International*, **29**, No. 5, 353(1989)
111. H. Kato, *Scripta Materialia*, **38**, No.7,1125(1998)

112. Y. Aydoğdu, A. Aydoğdu, Y. Atici and O. Adıgüzel, Paper Presentet at ICEM 14, cancum, Mexico, (1998)
113. L. Delaey and M. Chandrasekaran, Scripta Metallurgica et Materialia, **30**, No.12, 1605(1994)
114. Ő. Nevin Balo, Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni Alaşımlarının Mekanik Etkilerle Şekil Hatırlama Özelliklerindeki Değişimlerin İncelenmesi, Doktora tezi, Fırat Üniversitesi, Elazığ, 1999
115. J.A. Wert, Laboratory Manual Chapters, Ch-4, University of Virginia, Department of Materials Science and Engineering, (1998)
116. J.H. Suwardie, R. Artiaga and J. L. Mier, Thermochemica Acta, **392**, 295(2002)
117. O. Adıgüzel, Commun Fac. Sci. Univ. Ank. Series A2,A3, **36**, 47 (1987)
118. R. Wang, J. Gui, X. Chen and S. Tan, Acta Materialia **50**, 1835 (2002)
119. X. Balandraud and G. Zanzotto, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **55**,194(2007)
120. S. Çakmak, E. Artunç, N. Kayalı and O. Adıgüzel, Turk J. Phys. **25**, 467 (2001)
121. S. Akmak and E. Artunç, Turk J. Phys. **22**, 139(1998)
122. E.Obrado, E.Vives, L.Manosa, A.Planes and B. Martinez, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, **196-197**, 634(1999)
123. O. Adıgüzel, Turkish Journal of Physics**13**, 171(1989)
124. Lawrence H. Van Vlack, Element of Materials Science and Engineering, Sixt Edition Addison-Wesley Publishing Company, Newyork, 95(1989)
125. S. Popovic, B. Grzeta, B. Hanzek and S. Hajster, FIZIKA A (Zagreb), 173(1999)

126. G. H. Stout and L. H. Jensen, X-Ray Structure Determination, The macmillan Company Collier-Macmillan Limited, London, 22 (1968)
127. I.C. Smith and B.L. Carson, V.1 of Trace Metals in the Environment, 9(1977)
128. Yu-Jun Bai, Gui-Li Geng, Xiu-Fang Bian, Dong-Sheng Sun and Shou-Ren Wang, Materials Science and Engineering, **A284**, 25(2000)
129. J.C. Li and G.S. Ansell, Metal. Trans. A **14A**, 1984(1984)
130. C.Y.Chung and C.W.H.Lam, Materials Science and Engineering **A273-275**, 622(1999)
131. U. Sari, S. Ağan, İ. Aksoy, K. Güven and N. Kahveci, Journal of Materials Processing Technology **150**, 208(2004).
132. S. Stanciu and L.G. Bujoreanu, Materials Science and Engineering, **A 481** 494(2008)
133. V. Asanovic, K. Delijic and N. Jaukovic, Iss.1580-2949 MTAEC9, 40(4),153(2006)
134. A. Aydoğdu, Y. Aydoğdu and O. Adigüzel, J. Phys. IV France 7, (1997)
135. A. Aydoğdu, Y. Aydoğdu and O. Adigüzel, Materials Research Bulletin, **32**, No.5, 507(1997)
136. V. Sampath, Materials and Manufacturing Processes, 21: 789 (2006)
137. Ş. N. Balıoğlu and M. Ceylan, Science and Eng. J of Firat Univ. 18 (1), 31(2006)
138. I.R. Bublely, Yu. N. Koval and P.V. Titov Scripta Materialia, **41**, No. 6, 637(1999)

ÖZGEÇMİŞ

1978 Yılında Tokat'ın Turhal ilçesinde doğdu. İlk öğrenimini Ağrı'da orta öğrenimini Konya'nın Ilgın ilçesinde tamamladı. 1995 yılında girdiği İnönü Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'nden 1999 yılında mezun oldu. 2001 yılında Kırıkkale Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. 2002 yılında Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında Yüksek Lisans Programı'na başladı ve 2004 yılında mezun oldu. 2004 yılında Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında Doktora Programı'na başladı. Halen Kırıkkale Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktadır.