

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

134763

ŞEKİL HATIRLAMALI Cu-%13Al-%4Ni ve Cu-%13,5Al-%4Ni
ALAŞIMLARININ TERMAL ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON BİRLİĞİ

Yavuz USLU

YÜKSEK LİSANS TEZİ

FİZİK ANABİLİM DALI

134763

ELAZIĞ, 2003

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ŞEKİL HATIRLAMALI Cu-%13Al-%4Ni ve Cu-%13,5Al-%4Ni
ALAŞIMLARININ TERMAL ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

Yavuz USLU

Yüksek Lisans Tezi
Fizik Anabilim Dalı

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMAN TAYİNİ BİREKİMİ

Bu tez, tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği /oyçokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Mehmet CEYLAN

Üye: Yrd. Doç. Dr. Soner ÖZGEN

Üye: Yrd. Doç. Dr. Halidun KELEŞTİMUR

Üye: Yrd. Doç. Dr. Esat GÜZEL

Üye: Yrd. Doç. Dr. Osman YILMAZ

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 03/09/2007 tarih ve 33/2 sayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

“Şekil Hatırlamalı Cu-%13Al-%4Ni ve Cu-%13,5Al-%4Ni Alaşımlarının Termal Özelliklerinin İncelenmesi”adlı yüksek lisans tezimin hazırlanmasında yüksek bilgilerini esirgemeyen kıymetli hocam Prof. Dr. Mehmet CEYLAN’a saygı ve şükranlarımı sunarım.

Ayrıca çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Prof. Dr. Yusuf ATICI hocama, DSC çalışmalarına yardımcı olan Prof. Dr. Veysel KUZUCU ve Optik Mikroskop çalışmalarında yardımda bulunan Yrd. Doç. Dr. Osman YILMAZ hocalarıma, diğer çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Arş. Gör. Sefa KAZANÇ, Arş. Gör. Bülent KURT, Tarih Öğrt. Suat CAN, Ercan ATAŞLAR, M. Mansur ÖZİŞÇİ arkadaşlarıma, maddi ve manevi yardımlarını hiçbir zaman esirgemeyen babam Mustafa USLU, abim Dr. İbrahim USLU ve eşim Çev. Müh. Nuray USLU’ya sevgi ve saygılarımı sunarım.

Yavuz USLU

PROF. DR. MEHMET CEYLAN
1979

İÇİNDEKİLER

İÇİNDEKİLER.....	I
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	III
TABLoların LİSTESİ.....	VI
SİMGELER.....	VII
KISALTMALAR.....	IX
ÖZET.....	X
ABSTRACT.....	XI
1.GİRİŞ.....	1
2. METAL VE ALAŞIMLARIN OLUŞUMU VE MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER.....	3
2.1. Çekirdeklenme ve Büyüme Dönüşümleri.....	3
2.2. Martensitik Faz Dönüşümleri.....	4
2.2.1. Termoelastik ve Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler.....	7
2.2.2. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografisi.....	9
2.2.3. Soy Metal Alaşımlarındaki Ana Faz ve Martensit Faz Yapıları.....	10
3. SÜPER ÖRGÜLER VE ÖZELLİKLERİ.....	14
3.1. B2 (Beta Brass) Tipi Süper Örgüler.....	14
3.1.2. DO ₃ Tipi Süper Örgüler.....	15
3.1.3. L2 ₁ Tipi süper Örgüler.....	15
4. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTALOGRAFİK ÖZELLİKLERİ.....	16
4.1. Şekil Hatırlama Olayının Mekanizması.....	16
4.2. Şekil Hatırlama Olayının Çeşitleri.....	18
4.2.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı.....	19
4.2.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı.....	20
5. Cu- ESASLI ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR	21
5.1. Cu- Esaslı Şekil Hatırlamalı Alaşımların Yapısal Özellikleri.....	23
5.2. Dönüşüm Sıcaklıkları.....	23
6.DENGE DİYAGRAMLARI VE ISIL İŞLEMLERİN ŞEKİL HATIRLAMA ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİ	25
6.1. Isıl İşlemler ve Etkileri.....	27
6.1.1. Soğutma Ortamları ve Soğutma Hızı.....	28
6.1.2. Soğutmanın β Faz Alaşımlarına Etkileri.....	29

7. DENEYSEL İŞLEMLER.....	31
7.1. Kullanılan Teknikler.....	32
7.1.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Tekniği.....	33
7.1.2. X- Işın Difraksiyon Tekniği.....	33
7.1.3. Optik Mikroskop Tekniği.....	33
7.1.4. Geçirmeli Elektron Mikroskop (TEM) Tekniği.....	33
8. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	34
8.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi Ölçümleri.....	34
8.2. X-Işın Difraksiyon Ölçümleri.....	43
8.3. Optik Mikroskop Gözlemleri	55
8.3.1. Alaşım1 Üzerindeki Metalografik Gözlemler.....	55
8.3.2. Alaşım2 üzerinde Yapılan Metalografik Gözlemler.....	62
8.4. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Gözlemleri.....	68
9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	72
9.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sonuçları.....	72
9.2. X - Işın Difraksiyon Sonuçları.....	72
9.3. Optik Mikroskop Gözlem Sonuçları.....	73
9.4. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Sonuçları.....	74
9.5. İleri Çalışmalar İçin Öneriler.....	74
KAYNAKLAR.....	76
ÖZGEÇMİŞ.....	81

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil 2.1 Dendrit oluşum ve yönelimlerinin şematik görünüşü [8].....	4
Şekil 2.2 Tane ve sınırlarının şematik gösterimi [8].....	4
Şekil 2.3 Martensit dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim [5].....	5
Şekil 2.4 Ana ve Martensit fazın kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ve martensit dönüşüm ile ilişkisi [7].....	6
Şekil 2.5 Dönüşüm kinetikleri. a) Atermal, b) Patlama, c) İzotermal [3].....	6
Şekil 2.6 Termoelastik Martensitik dönüşümler için iki farklı Direnç- Sıcaklık eğrisi [7].....	8
Şekil 2.7 AuCd (termoelastik) ve FeNi (termoelastik olmayan) martensitik dönüşümlerin histerisiz eğrileri [7].....	8
Şekil 2.8 Bain distorsiyonu ve fcc- bcc dönüşümü [6].....	9
Şekil 2.9 a) bcc –fcc dönüşümü için temel örgü uygunluğu. f ve b indisleri fcc ve bcc yapılara aittir. b) bcc – ortorombik dönüşümü için temel örgü bağımlılığı. b ve o indisleri bcc ve ortorombik yapılara aittir [6].....	10
Şekil 2.10 a) B2 türü β_2 ana fazdan ortaya çıkan periyodik istiflenme yapıları martensit içindeki sıkı paket düzenlenmelerin üç türü b) DO ₃ türü β_1 ve L2 ₁ tipi β_3 ana fazlardan ortaya çıkan periyodik istiflenme yapıları martensit içindeki sıkı paket düzenlenmelerin altı türü [17].....	11
Şekil 2.11 Sıkı paket düzlemlerin farklı istiflenme ile oluşan martensit yapıları [11,17].....	12
Şekil 3.1 a) CsCl, b) Fe ₃ Al tipte düzenli kristal yapıların birim hücreleri [9].....	14
Şekil 3.2 Cu ₂ MnAl düzenli kristal yapıların birim hücreleri [6].....	15
Şekil 4.1 Şekil hatırlama olayının şematik olarak görünüşü [20].....	17
Şekil 4.2 Tek ve çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik görünüşü [21].....	19
Şekil 5.1 CuAlNi alaşımları üzerindeki uygunsuz kırıklar.....	21
Şekil 5.2 CuAlNi alaşımlarında konsantrasyona bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi [7].....	24

Şekil 6.1 Cu-Al alaşımının faz diyagramı [6,11,33].....	25
Şekil 6.2 Cu-Ni alaşımının denge diyagramı [2].....	26
Şekil 6.3 Cu-Al-Ni alaşımı (ağırlıkça) %3 Ni sabit faz diyagramı [33].....	27
Şekil 7.1 Isıl işlemlerin gerçekleştirildiği fırın.....	31
Şekil 8.1 Alaşım1'e ait a) Deney1, b) Deney2, c) Deney3, d) Deney4 DSC dönüşüm pikleri.....	36
Şekil 8.2 Alaşım2'ye ait a) Deney1, b) Deney2, c) Deney3, d) Deney4 DSC dönüşüm pikleri.....	39
Şekil 8.3 Aktivasyon enerjisinin hesaplanmasında kullanılan x değerinin bulunması [44].....	40
Şekil 8.4 Alaşım 1 için $\ln(-\ln(1-x)) - 1000/T_x$ grafikleri.....	41
Şekil 8.5 Alaşım 2 için $\ln(-\ln(1-x)) - 1000/T_x$ grafikleri.....	42
Şekil 8.6 Alaşım1'e ait Deney1 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.....	44
Şekil 8.7 Alaşım1'e ait Deney2 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.....	45
Şekil 8.8 Alaşım1'e ait Deney3 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.....	46
Şekil 8.9 Alaşım1'e ait Deney4 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.....	47
Şekil 8.10 Alaşım2'ye ait Deney1 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.....	49
Şekil 8.11 Alaşım2'ye ait Deney2 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.....	50
Şekil 8.12 Alaşım2'ye ait Deney3 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.....	51
Şekil 8.13 Alaşım2'ye ait Deney4 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.....	52
Şekil 8.14 Alaşım1 ısıtıl işlem görmemiş numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.....	56
Şekil 8.15 Alaşım1'e ait Deney1 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.....	57
Şekil 8.16 Alaşım1'e ait Deney2 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x100, b) x100, c) x400, d) x100.....	59
Şekil 8.17 Alaşım1'e ait Deney3 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.....	60
Şekil 8.18 Alaşım1'e ait Deney4 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.....	61
Şekil 8.19 Alaşım2'ye ait Isıl işlem görmemiş numune fotoğrafları a) x100, b) x400..	62

Şekil 8.20 Alaşım2'ye ait Deney1 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.....	63
Şekil 8.21 Alaşım2'ye ait Deney2 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.....	64
Şekil 8.22 Alaşım2'ye ait Deney3 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.....	65
Şekil 8.23 Alaşım2'ye ait Deney4 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x200, d) x400.....	67
Şekil 8.24 Alaşım1'e ait Deney4'den elde edilen a) x20.000, b) x20.000, c) x33.000 büyütmeli TEM fotoğrafları.....	69
Şekil 8.25 Alaşım2'ye ait Deney4'den elde edilen a) x26.000, b) x26.000, c) x26.000 d) x20.000 büyütmeli TEM fotoğrafları.....	71



TC. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
BİLİMSEL ARAŞTIRMA KURULU

TABLULARIN LİSTESİ

Tablo 2.1 Martensitik dönüşümlerin karakteristikleri [15].....	9
Tablo 4.1 Şekil hatırlama özelliği gösteren bazı demirsiz alaşımlar [17].....	18
Tablo 5.1 Şekil hatırlamalı bazı alaşımların numune kırıkları arasındaki ilişkiler [7]...	22
Tablo 5.2 CuAlNi alaşımları üzerinde farklı Al konsantrasyonları ile yapılan deneyler sonucu oluşan çatlaklar ve M_s değerlerinin kıyaslanması [7].....	22
Tablo 5.3 CuAlNi alaşımlarında sabit Al oranı için farklı Ni konsantrasyonlarına bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi [7].....	24
Tablo 7.1 Kullanılan alaşımların kompozisyonları ve e/a oranları.....	31
Tablo 8.1 Alaşım1 için DSC ölçüm sonuçları	34
Tablo 8.2 Alaşım2 için DSC ölçüm sonuçları	37
Tablo 8.3 Alaşım1 için Deney1 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları	44
Tablo 8.4 Alaşım1 için Deney2 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları	45
Tablo 8.5 Alaşım1 için Deney3 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları	46
Tablo 8.6 Alaşım1 için Deney4 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları	47
Tablo 8.7 Alaşım2 için Deney1 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları	49
Tablo 8.8 Alaşım2 için Deney2 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları	50
Tablo 8.9 Alaşım2 için Deney3 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları	51
Tablo 8.10 Alaşım2 için Deney4 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları	52
Tablo 8.11 Alaşım1 için x-ışını difraktogramlarından hesaplanan Δd değerleri.....	54
Tablo 8.12 Alaşım2 için x-ışını difraktogramlarından hesaplanan Δd değerleri.....	54
Tablo 8.13 Alaşım1 ve Alaşım2 için yapılan tüm deneylerden elde edilen x-ışını difraktogramlarından hesaplanan β parametre değerleri.....	54
Tablo 8.14 Alaşım1 ve Alaşım2 için yapılan tüm deneylerden elde edilen x-ışını difraktogramlarından hesaplanan a,b,c parametre değerleri.....	55

SİMGELER

- A : DSC pik eğrisinin tam alanı.
- A_f : Martensit→ austenit dönüşümünde austenit yapının tamamlandığı sıcaklık.
- A_s : Martensit→ austenit dönüşümünde austenit yapının başlama sıcaklığı.
- A_{max} : Martensit→ austenit endotermik dönüşümün maksimum olduğu sıcaklık.
- A2 : Düzensiz ana faz yapısı.
- a_0 : Austenit örgünün örgü parametresi.
- a/b : M18R martensit yapının x-ekseni üzerindeki örgü parametresi.
- A_x : DSC pik eğrisinin seçilen alanı.
- α : DSC ölçümlerinde kullanılan soğutma hızı.
- α faz : Çökelti fazı.
- α_1' : 6R tipi martensit yapı.
- α_2' : 3R tipi martensit yapı.
- b : M18R martensit yapının y-ekseni üzerindeki örgü parametresi.
- β : M18R martensit yapının x-z eksenleri arasındaki açı.
- β fazı : elektron/atom (e/a) oranı 1,5 civarında olan süper örgülü kübik austenit faz.
- β_1 : DO₃ türü ana faz yapısı.
- B2 : CsCl tipi süper örgü yapısı.
- β_2 : B2 türü ana faz yapısı.
- β' : 18R(1) tipindeki martensit yapı.
- β_2'' : 18R(2) tipindeki martensit yapı.
- β_3 : L2₁ türü ana faz yapısı.
- c : M18R martensit yapının z-ekseni üzerindeki örgü parametresi.
- d : Kristal yapıda düzlemler arası mesafe.
- Δd : Kristal yapıda düzlemler arası mesafe farkı.
- DO₃ : Fe₃Al tipi süper örgü yapısı.
- e/a : elektron/atom.
- E_a : Aktivasyon enerjisi.
- ε : Zorlanma.
- I : x-ışın difraksiyonu pik şiddeti.
- γ : Çökelti fazı.

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

- γ_1' : 2H tipi martensit yapı.
- ΔH : Entalpi farkı.
- hkl : Kristal yapıda düzlemleri belirleyen indis sistemi (Miller indisleri).
- k_0 : Coats- Redform-Sestak metodundaki sabit.
- $L2_1$: Cu_2MnAl tipi süper örgü yapısı.
- M_f : Austenit $\rightarrow$ Martensit dönüşümünde martensit yapının tamamlandığı sıcaklık.
- M_s : Austenit $\rightarrow$ Martensit dönüşümünde martensit yapının başlama sıcaklığı.
- X : DSC eğrisindeki alanlar oranı.
- R : Evrensel gaz sabiti.
- T : Sıcaklık.
- T_0 : Ana fazda kristal yapının termodinamik dengede olduğu sıcaklık.
- θ : Difraksiyon açısı.



TEKİRNEZ İNÖNÜ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

KISALTMALAR

Bcc	: Hacim merkezli kübik yapı.
Bct	: Hacim merkezli tetragonal yapı.
DSC	: Diferansiyel Tarama Kalorimetresi.
fcc	: Yüzey merkezli kübik yapı.
ftc	: Yüzey merkezli tetragonal yapı.
M.S.	: Milattan sonra.
M9R	: Modife olmuş 9R yapı.
M18R	: Modife olmuş 18R yapı.
TÜBİTAK	: Türkiye Bilimsel Araştırma Kurumu.
TEM	: Geçirmeli Elektron Mikroskobu.



ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

Şekil Hatırlamalı Cu-%13Al-%4Ni ve Cu-%13,5Al-%4Ni Alaşımlarının Termal Özelliklerinin İncelenmesi

Yavuz USLU

Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

2003, Sayfa : 92

Bu çalışmada, Şekil Hatırlamalı Cu-%13Al-%4Ni ve Cu-%13,5Al-%4Ni Alaşımlarının Termal Özellikleri incelendi. Bu alaşımlar ana fazda DO₃, martensit fazda uzun periyotlu 18R yapılara sahiptir.

Şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımlarına uygulanan dört farklı ısıtıl işlemin, numuneler üzerindeki etkileri incelendi. Bu çalışmada diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC), x- ışın difraksiyonu, geçirmeli elektron mikroskobu ve optik mikroskop teknikleri kullanıldı.

Farklı ısıtıl işlemlerin; şekil hatırlama, kristalografi, morfoloji ve faz dönüşüm sıcaklıkları üzerinde bazı farklı etkilere sebep olduğu gözlemlendi. Özellikle farklı termal uygulamalar ve konfigürasyonların, numunelerin kristalografik örgü parametrelerini ve dönüşüm sıcaklıklarını etkilediği gözlemlendi ve bütün numunelerin austenit fazda düzenli bir yapıya, martensit fazda M18R monoklinik yapıya sahip oldukları belirlendi.

Anahtar Kelimeler : CuAlNi alaşımları, şekil hatırlama, termoelastik martensitik dönüşüm, ısıtıl işlem, dönüşüm sıcaklığı, süper örgü.

T.C. YÜKSEK ÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANİZASYON BİRLİĞİ

ABSTRACT

Master Thesis

AN INVESTIGATION ON THERMAL PROPERTIES OF SHAPE MEMORY Cu-%13 Al-%4 Ni and Cu-%13,5 Al-%4 Ni ALLOYS

Yavuz USLU

Firat University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Physics

2003, Page : 92

In this study, Thermal Properties of Shape Memory Cu-%13Al-%4 Ni and Cu-%13,5 Al-%4 Ni Alloys have been investigated. These alloys have DO₃ and long period 18R structures at austenit phase and martensite phase, respectively.

Four different types of thermal processes have been applied on the shape memory CuAlNi alloys. The effects of these thermal processes on the samples have been investigated. Differential scanning calorimetry (DSC), x-ray diffraction, transmission electron microscope and optical microscope techniques have been used in this study.

It has been observed that the different thermal processes cause some different effects on the shape memory, crystallography, morphology and transformation temperatures of phases. Especially, different thermal applications and configurations effected the transformation temperatures and crystallographic lattice parameters of the specimens and it was calculated that all of the samples have an ordered structure at the austenit phase and M18R monoclinic structure at the martensit phase.

Keywords: CuAlNi alloys, shape memory effect, thermoelastic martensitic transformation, thermal process, transformation temperature, super lattice.

1.GİRİŞ

İnsanların metallerin varlığının farkına varması 300.000 yıl öncesine dayanır. 30.000 yıl önce ısıtma işlemleri yapılarak çeşitli ürünlerin elde edildiği bilinmektedir [1-3]. Ancak 17. yüzyılda metalurji ilmi gerek teorik gerekse pratik alanda büyük ilerlemeler sağlamaya başlamıştır. Orta çağlarda simya ilmi olarak bilinen ilk metalurjik çalışmalar dikkati çekti. Albertus Magnus (M.S.1250) o dönemlerin en önemli simyagerlerindendir. Metalurji bilimi 1550'li yıllarda Agricola'nın De re Metallica ve Bringuccio'nun Pirotechnia adlı eserleri incelenen konular metalurji ilminin o tarihlerde ileri bir durumda olduğunu göstermektedir. Modern çağlarda kimya ve fizik ilimlerinin gelişimi ile metalurji ilminde çok büyük ilerlemelerin sağlanmasına yol açmıştır. Metalurji ilminin başlangıcının 18. yüzyılda Fransız Kimyager Re'aumur ile başladığı kabul edilir. Re'aumur demir ve çelik ile ilgili çalışmalar yapmış ve çeliğin sertleşme mekanizmaları ile ilgili hayrete şayan bilgiler elde etmiştir. Metallerin yapı ve özelliklerini inceleyen Fiziksel Metalurjinin 1808 yılında Alois'de Widmanstätten tarafından bir gök taşının yüzeyi parlatılıp dağlanması sonucu geometrik iç yapı şeklinin keşfi ile başladığı kabul edilir [2].

1888 yılında Amerikan metalurjist Howe çelik içerisinde değişik mikro yapılar olduğunu görmüş ve bu yapılara Ferit, Perlit ve Sementit gibi isimler vermiştir. Fakat onun Hardenit ismini verdiği yapı daha sonra Adolph Martens'in adını alarak Martensite olarak kullanıldı [3].

Şekil hatırlama olayının ilk gözlenmesi 1932'li yıllara dayanmaktadır. Bunu müteakip pirinç içindeki martensit fazın, sıcaklığın değişmesi sonucunda yok olduğu gözlemlendi [4]. Yine aynı süreç içerisinde G.V. Kurdjumov adlı Rus metalurjist çelikte hızlı soğutma sonucu oluşan martensit yapıları inceledi. Bu olay 1951 yılında AuCd ve 1953'te InTi alaşımlarında gözlenmiştir. Ancak şekil hatırlama olayının uygulamalarda kullanılması 1963 yılında eşit atomik yüzdeli NiTi alaşımlarında gerçekleştirilmiştir [5,6].

Bu tez çalışmasında kullanılan CuAlNi alaşımlarında ilk kez 1970 yılında şekil hatırlama özelliğinin var olduğunun farkına varılmıştır [7]. Farklı konfigürasyonlara sahip CuAlNi alaşımlarının üzerinde yapılan deneyler ve elde edilen sonuçlar bu alaşım gurubu üzerinde birçok farklı çalışmalar yapılabileceğini ortaya koymuştur. Özellikle CuAlNi alaşımlarının endüstriyel, sanayi, yapı ve medikal alanlarda yeterince rağbet görmediği, oysa bu alaşımların diğer şekil hatırlamalı alaşımlardan birçok üstün tarafının olduğu bilinmektedir. Yukarıda bahsedilen alanlarda çoğunlukla TiNi alaşımlarının kullanılıyor olması ve bu alaşımların CuAlNi alaşımlarına kıyasla daha zor şartlar altında ve pahalıya mal olan üretimi bu alanlarda CuAlNi alaşımlarının kullanılmasının gerekliliğini açıkça göstermektedir.

Yapılan bu tez çalışmasında; iki farklı kompozisyona sahip CuAlNi alaşımlarının dönüşüm sıcaklıklarının, morfolojik özelliklerinin, kristalografik yapılarının, değişik ısıt işlemler etkisi altında ne tür farklılıklar gösterdiği, uygulanan bu farklı ısıt işlemlerin bu alaşımlarda ne tür farklı etkiler meydana getirdiği araştırıldı. Yapılan ısıt işlemlerin, incelenilen alaşımlar üzerinde meydana getirdiği mikroskobik ve makroskobik değişimler araştırıldı. Farklı ısıt işlemlere tabi tutulan malzemelerin; diferansiyel tarama kalorimetresi ile (DSC) dönüşüm sıcaklığında meydana getirdiği farklılıklar, entalpi (ΔH) ve aktivasyon enerji hesaplamaları (E_a), x-ışını difraktogramları alınarak düzlemler arası d mesafeleri hesaplanarak,

$$h_1^2 - h_2^2 / 3 = k_2^2 - k_1^2 / n$$

özel bağıntısını sağlayan düzlem çiftlerinin martensit fazdaki düzen derecesini belirten Δd mesafe farklarının, örgü parametrelerinin ve (hkl) düzlem değerlerinin tespiti yapıldı. Ayrıca geçirmeli elektron mikroskobu ile martensit yapılar ve dislokasyon yoğunluklarının kıyaslanmaları yapıldı. Buna ilave olarak ışık mikroskobu ile uygulanan farklı ısıt işlemlerin numunelerin yüzeylerinde meydana getirdiği farklı morfolojik yapılar araştırıldı.

2. METAL VE ALAŞIMLARIN OLUŞUMU VE MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER

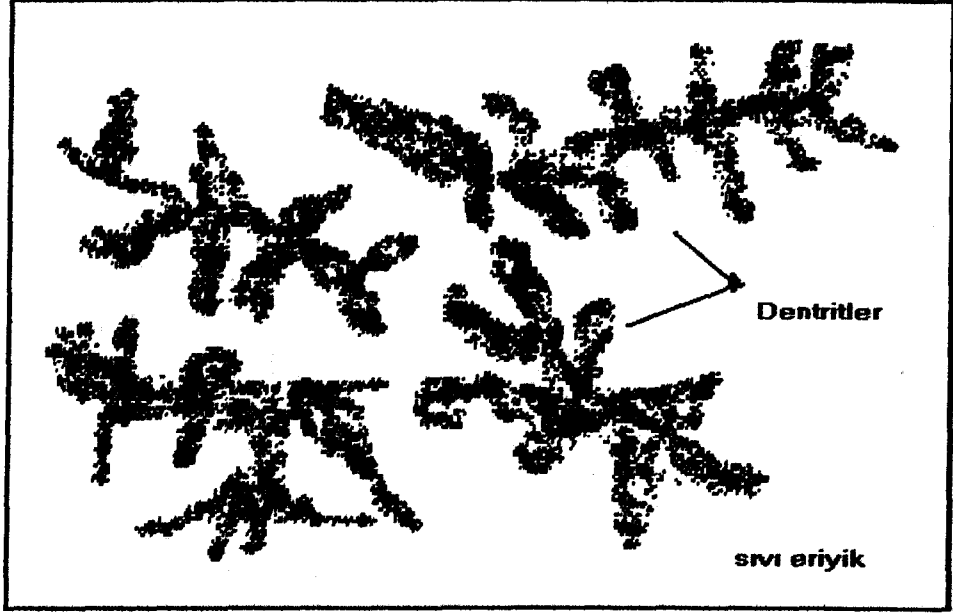
Metallerin iç yapısı, atomlar arası bağ kuvvetleri etkisinde atomların diziliş biçimine bağlıdır. Atomların dizilişi düzenli ise kristal yapı, düzensiz ise amorf yapı oluşur. Kristal yapının temelini oluşturan düzenliliğin görüldüğü en küçük yapıya birim hücre denir. Bir cisim bağ kuvvetleri etkisi altında en düşük enerjili denge konumunda bulunan atomlar grubundan oluşur ve homojen olarak dizilmiş atomlar kararlı denge halinde belirli bir faz meydana getirirler. Fakat koşulların değişiminden dolayı enerji içeriği değişir, denge bozulur ve atomlar daha düşük enerji gerektiren başka bir denge konumuna geçerek farklı bir şekilde dizilirler ve sonuç olarak da farklı ve yeni bir faz oluşur. Faz oluşumunda ve dönüşümünde ana etken enerji içeriğidir ve bu içerik sıcaklık, basınç ve bileşime bağlı olarak değişim gösterir. Tek bileşenli cisimler en basit sistemlerdir. Sıcaklık ve basınç etkisi ile katı-sıvı-gaz haline geçerler. Eğer bileşimde birden fazla tür atom bulunuyor ise bu sistemlerin dengesi de oldukça karışıktır. Sıcaklık ve basıncın yanında bileşim de iç yapı oluşumunu etkiler.

Faz dönüşüm olaylarına göre metal ve alaşımlar iki gruba ayrılır; 1. Çekirdeklenme ve büyüme dönüşümleri, 2. Martensitik dönüşümlerdir. Çekirdeklenme ve büyüme dönüşümleri sabit sıcaklıktan termal etkileşme ile difüzyonlu olarak meydana gelir. Martensitik dönüşümler ise metal ve alaşımlarda ana fazın dışarıdan sıcaklık ve zor etkileri ile meydana gelir. Bu dönüşümler birinci dereceden birer yapısal dönüşümlerdir.

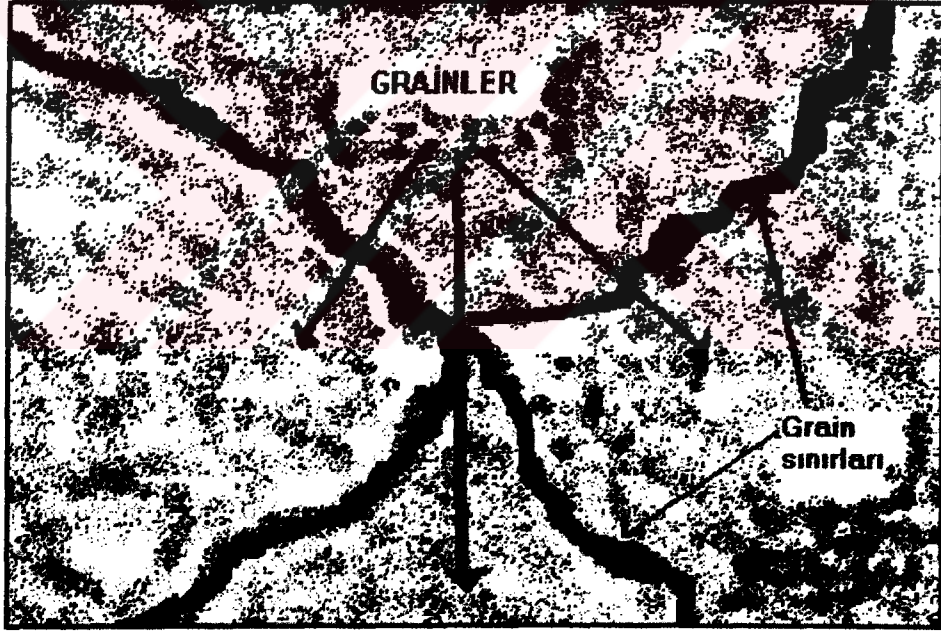
2.1. Çekirdeklenme ve Büyüme Dönüşümleri

Katılaşma olayında iki temel adım vardır, bunlar; çekirdek oluşumu ve kristal büyümesidir. Sıvı eriyik içerisinde oluşmaya başlayan küçük katı parçacıklara çekirdek denir ve bunların yeniden sıvı eriyik etkisi ile erimemeleri için belirli bir büyüklükte olmaları gerekir. Bu olay serbest enerjideki sürekli değişim sayesinde devam edebilir ve çekirdek belirli bir büyüklüğe erişebileceği aktivasyon enerjisinin sağlanması ile varlığını sürdürür. Katılaşma olayı süresince çekirdeğin büyümesi belirli kristalografik doğrultular boyunca daha çabuk olur. Bunun sonucu Şekil 2.1'deki gibi dentrit denen dallanmış ve yönelimli yapılar teşekkül eder [8]. Bu dentritlerin büyümesi başka bir dentrit ile karşılaşınca kadar sürer. Dentrit kolları arasında kalan sıvı faz da orada katılaşır. Her değme yüzeyi, her bir çekirdek etrafında büyüyen kristalin sınır yüzeyidir. Şekil 2.2'de görüldüğü gibi bu süreç boyunca oluşan her bir kristale, tane (grain) denir. Taneyi çevreleyen yüzey ise tane sınırı (grain boundary) olarak adlandırılır[8].

Eğer katılaşma esnasında malzeme tek bir çekirdekten müteşekkil ise bu tür kristallere tek kristal (single crystal), birden fazla çekirdekten oluşmuş ise polikristal adı verilir. Tek ve polikristal yapısında oluşu, metal ve alaşımlara çok farklı teknolojik özellikler kazandırır.



Şekil 2.1 Dentrit oluşum ve yönelimlerinin şematik görüntüsü [8].

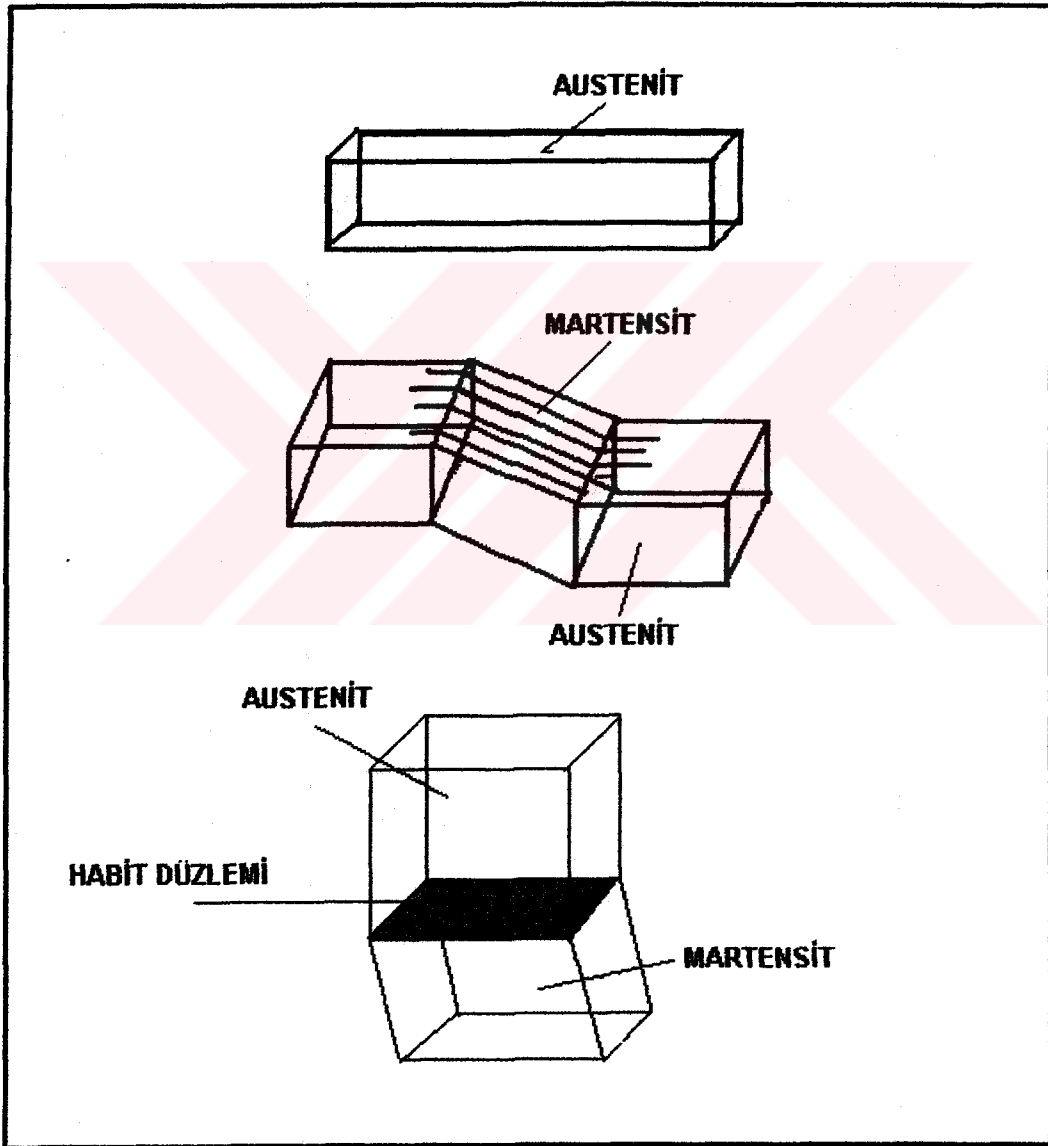


Şekil 2.2 Tane ve sınırlarının şematik gösterimi [8].

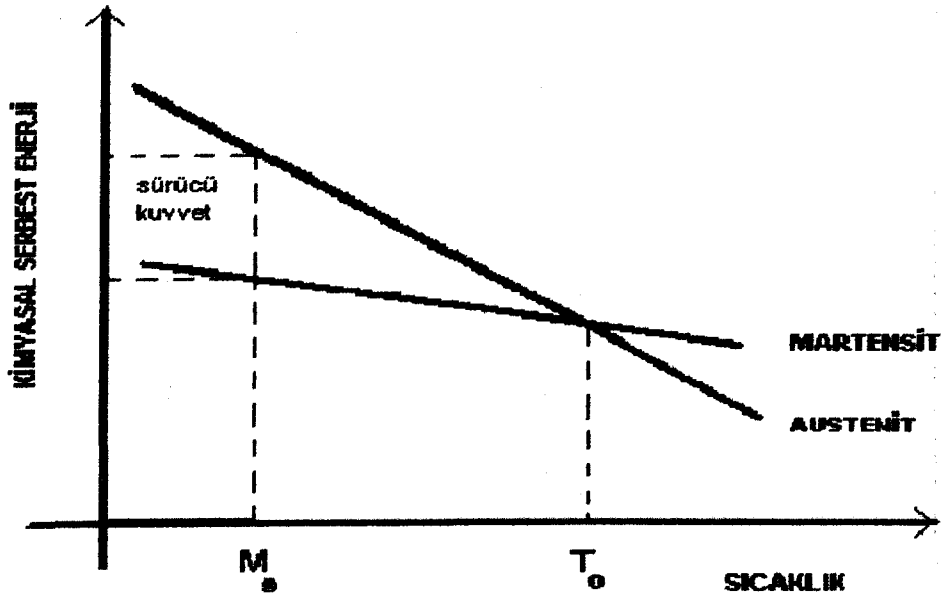
2.2. Martensitik Faz Dönüşümleri

Şekil 2.3’de martensitik dönüşüm şematik olarak görülmektedir. Ana fazda (austenit) kristal yapı bir T_0 sıcaklık noktasında termodinamik dengededir. Bu sıcaklık noktasından hızla soğutulursa, kritik bir sıcaklık noktasından (M_s) sonra anafaz kristal yapısı içerisinde martensit yapı oluşmaya başlar. Bu sıcaklık noktası martensit başlama sıcaklığı (M_s) olarak adlandırılır.

Şekil 2.4’de görüldüğü gibi T_0-M_s sıcaklık farkı kimyasal serbest enerjiyi, bu enerji de dönüşüm için gerekli sürücü kuvveti doğurur [7]. T_0-M_s arasındaki fark uygulanacak bir zor etkisi ile azaltılabilir. Bu etki ile dönüşüm hacim miktarı da artar. Martensitik faz oluşumu belirli bir sıcaklık noktasında son bulur. Bu sıcaklığa da (M_f) martensit bitiş sıcaklığı denir. Eğer dönüşüme uğramış malzeme tekrar ısıtılırsa tekrar anafaza geri döner. Anafaza dönüşüm de yine belirli bir sıcaklıkta başlar. Bu sıcaklığa austenit başlama sıcaklığı (A_s) denir ve yine belirli bir sıcaklığın üzerinde tamamen anafaza geri dönülür. Bu sıcaklık değerine de austenit bitiş sıcaklığı (A_f) denir. Martensitik fazların en önemli özelliği difüzyonsuz olması, yani dönüşümlerde kristalin kompozisyonunun değişmemesidir [9,10].

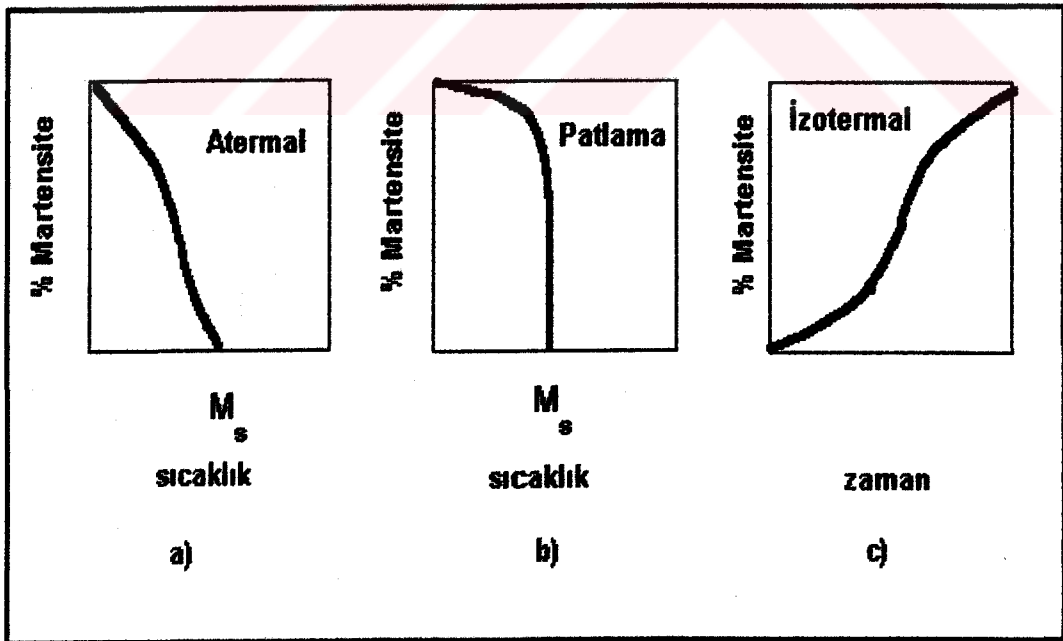


Şekil 2.3 Martensit dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim [5].



Şekil 2.4 Ana ve Martensit fazın kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ile ilişkisi [7].

Martensitik dönüşümlerin birçoğu düşük sıcaklıklarda meydana gelir. Çünkü düşük sıcaklıklarda difüzyon az olduğu için bu dönüşüm daha kolay olur. Martensitik dönüşümler bu yüzden düşük sıcaklık dönüşümleri olarak da adlandırılır. Fakat bazı istisnalarda mevcuttur [11].



Şekil 2.5 Dönüşüm kinetikleri, a) Atermal, b) Patlama, c) İzotermal [3].

Martensitik dönüşümler izotermal veya atermal olarak meydana gelebilir. Martensitik dönüşümlerin izotermal veya atermal oluşu alaşımın kimyasal bileşimine bağlı değildir. Bunun için her iki dönüşümde aynı alaşım içinde meydana gelebilir. Fakat bu dönüşümlerin, dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm sonrasında meydana getirdikleri ürün yapılar farklıdır [9].

Atermal martensitik dönüşümlerde anafazdaki numunenin sıcaklığı dönüşüm başlama sıcaklığı olan M_s sıcaklığına ulaştığında alaşımın dönüşecek olan bütün kısmı bu sıcaklıkta tamamen martensit faza dönüşür ve dönüşüm tamamlanır Şekil 2.5 a) ve b)'de görüldüğü gibi dönüşüm çok hızlı veya patlama reaksiyonları şeklinde meydana geldiği için şekil hatırlama özelliği görülmez [9].

İzotermal martensitik dönüşümlerde, anafazdaki bir numunenin sıcaklığı düşürülerek dönüşüm başlama sıcaklığı olan M_s 'ye ulaştırıldığı zaman austenit yapı içerisinde martensit yapılar oluşmaya başlar. Bu oluşum, sıcaklık düşüşü devam ettiği müddetçe dönüşüm bitiş sıcaklığı olan M_f 'ye kadar devam eder. Bu dönüşüm belirli bir süreç içerisinde devam ettiği için bu tür malzemelerde şekil hatırlama olayı gözlenebilir [3,9].

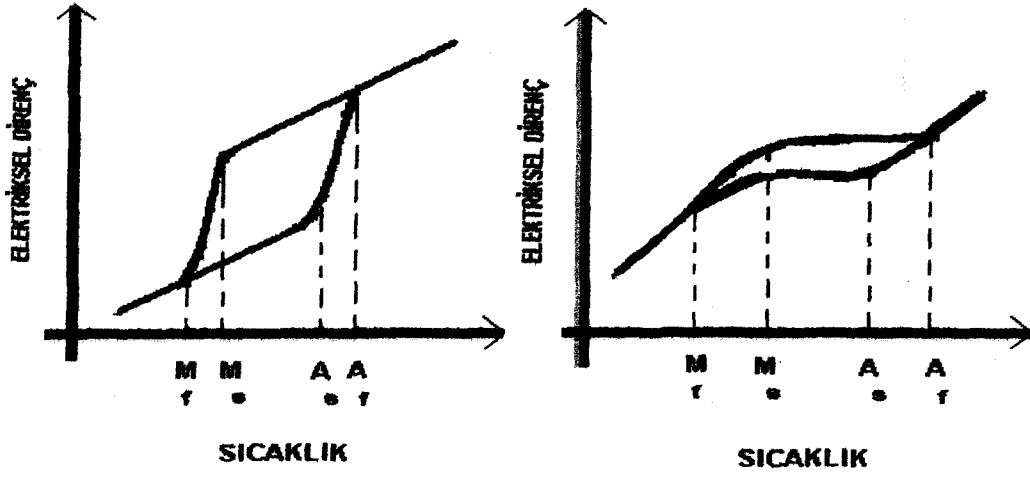
2.2.1. Termoelastik ve Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler

Martensitik dönüşümler termoelastik ve termoelastik olmayan olmak üzere iki şekilde görülür. Termoelastik olmayan dönüşümler, soğutma esnasında ani bir patlama reaksiyonu ile atermal olarak anafaz içinde yayılarak gerçekleşir [12] ve martensit yapı sıcaklık düşüşü ile büyümeyiz fakat yeni martensit yapıda bölgeler oluşur [5,13]. Termoelastik dönüşüm özelliği gösteren alaşımlar süper örgü yapısına sahip alaşımlardır. Bu olayın gözlemlenmediği alaşımlar düzensiz yapıya sahiptirler. Süper örgü yapısına sahip olan şekil hatırlamalı alaşımlar genellikle soy metal bazlı alaşımlardır. Yani; Cu, Ag, Au veya periyodik tablonun B-alt grubundaki elementler esas alınarak üretilen alaşımlardır. Şekil hatırlamalı alaşımların en önemli temel özellikleri kritik bir dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde iki ayrı şekil ve konfigürasyona sahip olmaya yatkın oluşlarıdır [14]. Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al alaşımlarının her ikisi de termal etkili martensitlerdir.

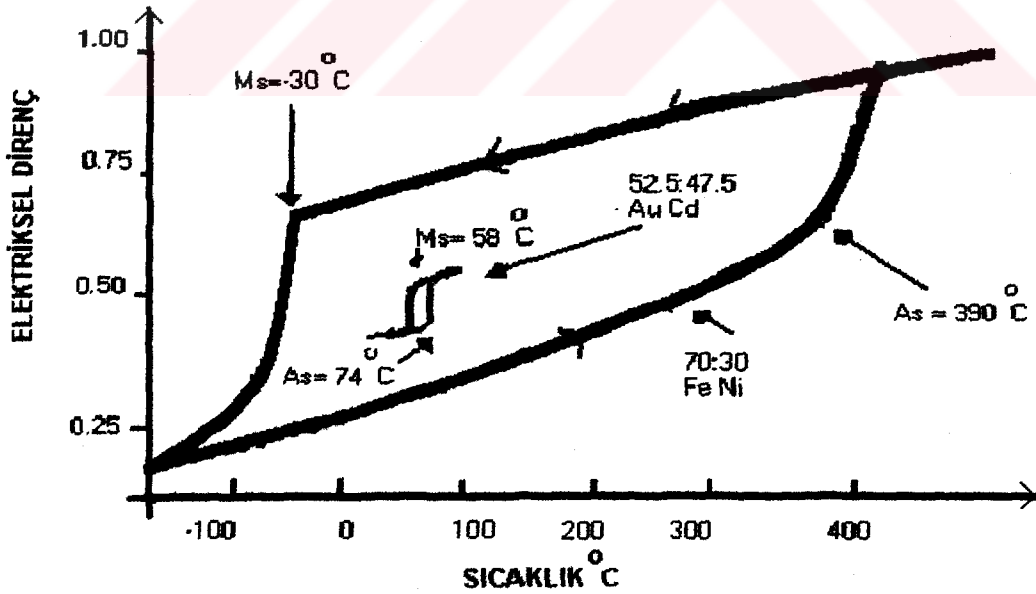
Termoelastik dönüşüm belirli bir sıcaklık aralığında başlar ve biter. Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensitik dönüşüm gösterirler. Termoelastik martensitik dönüşüm olayı tüm şekil hatırlamalı alaşımlar için temel bir ortak özelliktir.

Martensitik dönüşümler esnasındaki davranış ve dönüşümlerin özellikleri Tablo 2.1'de görülmektedir. Termoelastik ve termoelastik olmayan martensitik dönüşümler için direnç-sıcaklık eğrileri Şekil 2.6 ve Şekil 2.7'de görülmektedir. Şekillerde açıkça görüldüğü gibi martensitik dönüşüm gösteren alaşımların sıcaklık artışı ile elektriksel dirençlerinde de bir artış gözlenir [7].

İleri ve geri dönüşüm histerisizi alaşımın cinsine ve kompozisyonuna bağlı olarak 10°C ile 50°C arasında değişir. CuZnAl alaşımları için yaklaşık 15°C 'dir [15].



Şekil 2.6 Termoelastik Martensitik dönüşümler için iki farklı Direnç- Sıcaklık eğrisi [7].



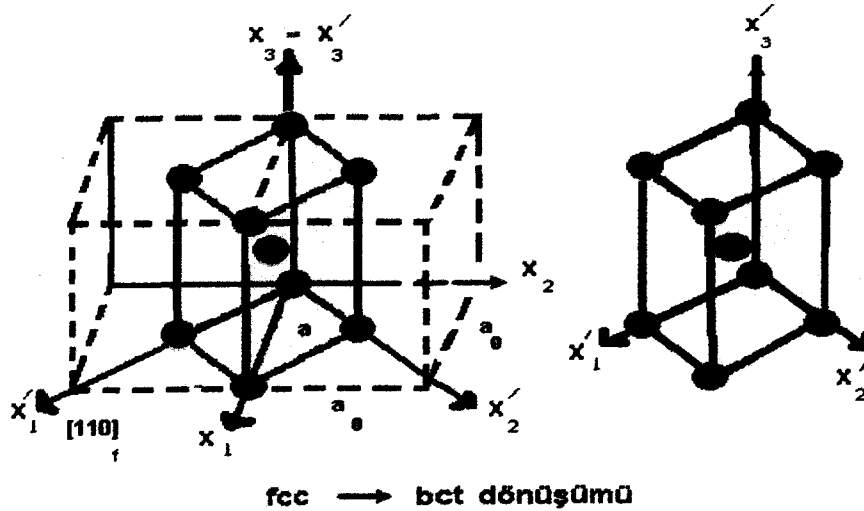
Şekil 2.7 AuCd (termoelastik) ve FeNi (termoelastik olmayan) martensitik dönüşümlerin histerisiz eğrileri [3].

Tablo 2.1 Martensitik dönüşümlerin karakteristikleri [15].

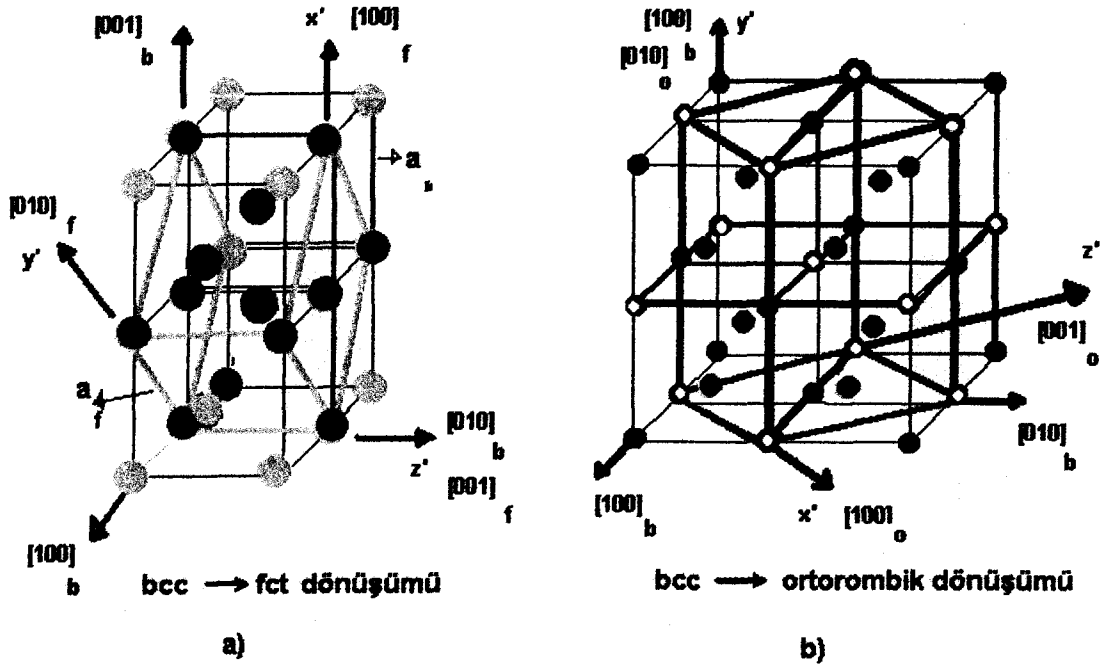
DÖNÜŞÜM TİPİ	ÇEKİRDEKLENME	BÜYÜME	KRİSTAL KUSURLARI
Termoelastik	Soğutma etkisi	Sıcaklık düşüşü ile orantılı	Dönüşüm etkili
Termoelastik olmayan	Soğutmanın ani etkisi	Ani ve hızlı Soğutma oranından bağımsız	Dönüşüm etkili ve plastik deformasyon ile

2.2.2. Martensitik Dönüşümlerin Kristalografisi

Martensitik dönüşümlerin kristalografik olarak izahı ilk kez 1924 yılında Bain tarafından bir model ile açıklanmaya çalışıldı. Metal ve alaşımlarda anafazın bir kısmının atom komşuluklarını değiştirmeden yeni bir faza dönüştüren martensitik dönüşümlerde atomların toplu hareketleri söz konusudur ve atomların komşulukları değişmez ve birlikte kristal örgüde bir deformasyon ortaya çıktığı için Bain anafaz örgüsünün deformasyonu, Şekil 2.8 ve Şekil 2.9 da görüldüğü gibi fcc $\rightarrow$ bcc (bct) dönüşümü, bcc $\rightarrow$ fcc(fct) dönüşümü ve bcc $\rightarrow$ ortorombik dönüşümlerini izah etmiştir.



Şekil 2.8 Bain distorsiyonu ve fcc- bcc dönüşümü [6].

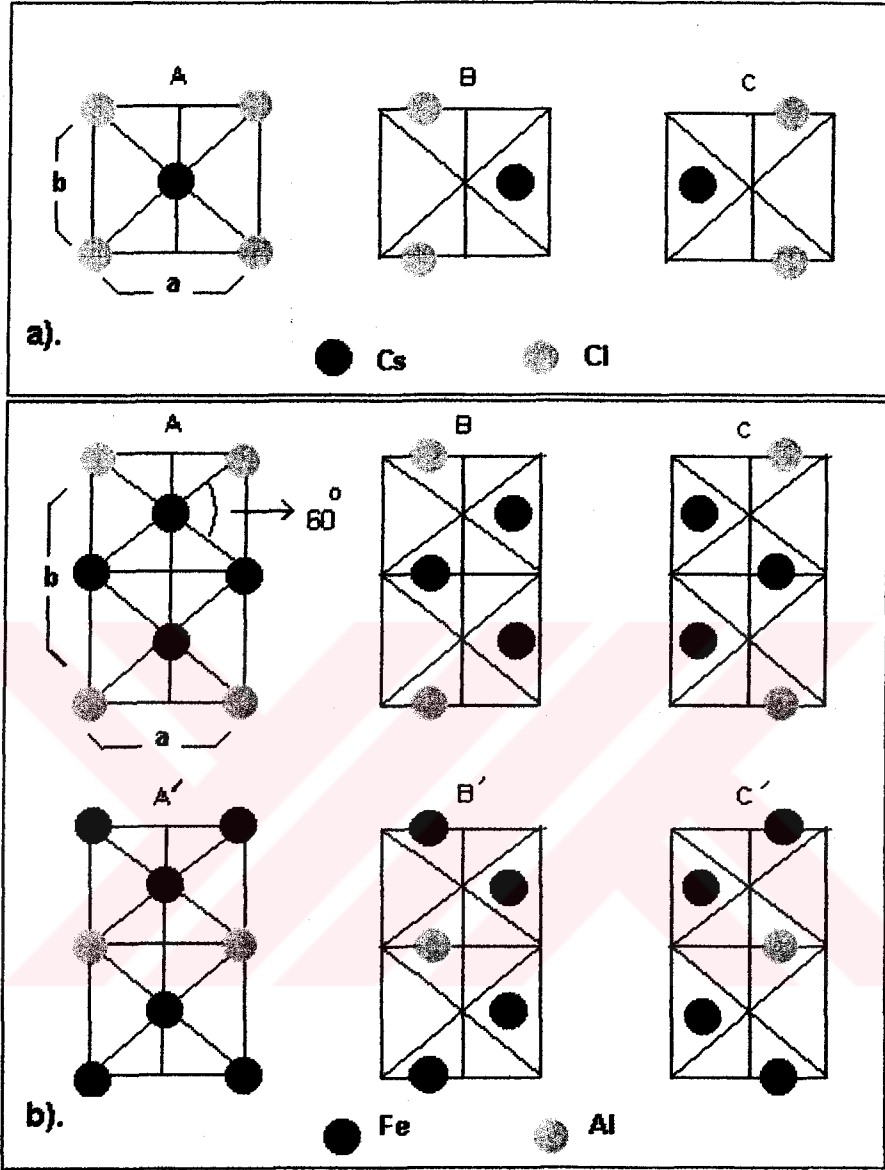


Şekil 2.9 a) bcc –fcc dönüşümü için temel örgü uygunluğu f ve b indisleri fcc ve bcc yapılara aittir. b) bcc – ortorombik dönüşümü için temel örgü bağımlılığı. b ve o indisleri bcc ve ortorombik yapılara aittir [6].

Şekil 2.8’de iki fcc birim hücrenin temel eksen olarak seçilen dik eksen etrafında 45° dönmesi sonucu bct yapı elde edilir. x_3 eksenini ilk durumdan $\sim\% 20$ oranında sıkıştırılıp, x_1 ve x_2 eksenleri $\sim\% 12$ kadar genişlerse bcc yapıya dönüşüm sağlanır. Şekil 2.9 a)’da bcc→fcc(fct) dönüşümü için dört ve b)’de bcc → ortorombik dönüşümü için de sekiz tane bcc yapıda birim hücre kullanılarak belirli eksenler etrafında 45° döndürülmesi ile, yapısal dönüşümler izah edilebilir.

2.2.3. Soy Metal Alaşımlarındaki Ana Faz ve Martensit Faz Yapıları

Bakır bazlı termoelastik dönüşüme uğrayan şekil hatırlamalı alaşımların anafazları bcc süper örgü yapısına sahiptir [16]. Martensit fazın hangi düzeyde olacağı alaşıma yapılan ısı işlem ve alaşımin kompozisyonuna bağlıdır. Ana faz, alaşımin kompozisyonuna ve sıcaklığa bağlı olarak düzenli veya düzensiz yapıda olabilir, bcc fazın kararlı süper örgülü yapıları düzensiz A2 ve düzenli B2 (CsCl), DO₃ (Fe₃Al) ve L2₁ (Cu₂MnAl) olmak üzere dört farklı şekilde bulunabilirler.

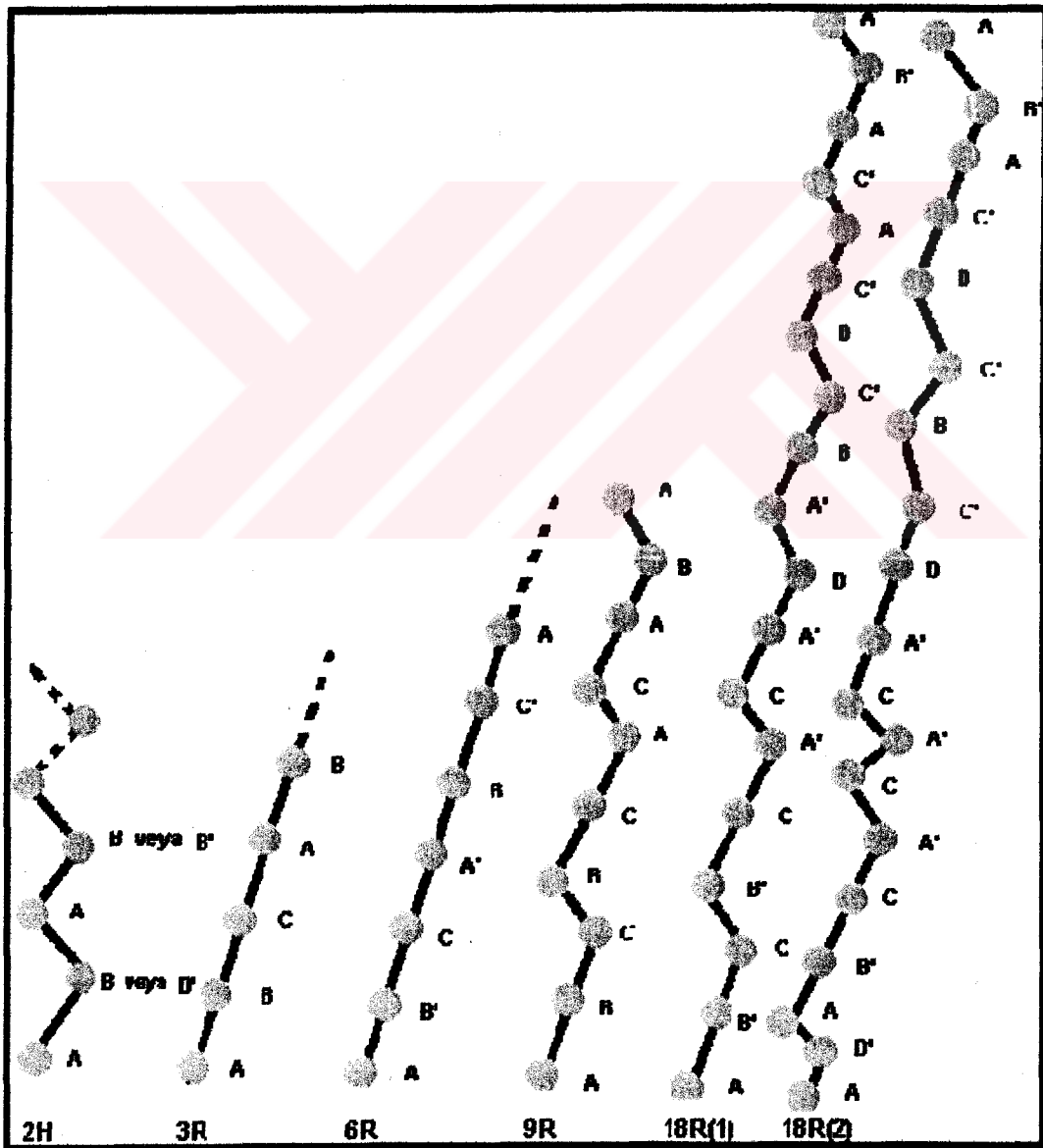


Şekil 2.10 a) B2 türü β_2 ana fazdan ortaya çıkan periyodik istiflenme yapılı martensit içindeki sıkı paket düzenlenmelerin üç türü b) DO₃ türü β_1 ve L₂₁ tipi β_3 ana fazlardan ortaya çıkan periyodik istiflenme yapılı martensit içindeki sıkı paket düzenlenmelerin altı türü [17].

Anafazları bcc yapılı süper örgüye sahip olan alaşımların e/a oranları 1,5 civarında olanlar β faz alaşımları olarak adlandırılırlar. DO₃ tipli süper örgüler β_1 , B2 tipli süper örgüler β_2 ve L₂₁ tipli süper örgüler β_3 olarak da adlandırılır [5]. Şekil 2.10 ve Şekil 2.11’de görüldüğü gibi soğutma ve zor altında oluşan martensitler, B2 düzenli anafazdan oluşuyorsa 3R, 6R ve 2H düzenli yapılardan birine, L₂₁ düzenli ana fazdan oluşuyorsa 6R, 18R ve 2H düzenli yapılarından birine dönüşürler. Bu dönüşüm sonucunda oluşan martensit fazları sıkı paket yapılara sahiptir [16]. Burada bahsedilen R ve H harfleri Ramsdell işaretleme sisteminde; R:

rombohedral ve H: hegzogonal simetriyi simgeler. Bu alaşımlarda β -fazı genellikle yüksek sıcaklıklarda kararlıdır. β -faz alaşımların martensit fazdaki atom yerleşim ve alaşım düzeni anafazdaki ile yakından alakalıdır. Bu alaşımlardaki martensitik fazlar, anafaz kristalografisinden kaynaklanan süper örgüye sahiptirler. Bu tür dönüşümlerde difüzyon olmadığından ana fazdaki mikro kusurlar martensit faza da aynen yansır. İki veya üç bileşenden oluşan alaşımlarda B2 ve L_{21} yapıları farklı kompozisyonlarda veya aynı sabit kompozisyon için farklı sıcaklıklarda görülebilir.

Soy metal tabanlı metal alaşımlarında martensitlerin yapısı, alaşımın kompozisyonuna, alaşım sistemine ve anafazdan kaynaklanan süper örgülü yapısına bağlıdır.



Şekil 2.11 Sıkı paket düzlemlerin farklı istiflenme ile oluşan martensit yapıları [11,17].

Martensitik dönüşüm sonucunda ana fazın (110) düzleminin, bir deformasyonla hemen hemen hegzagonal bir örgüye deforme olup bir kesme vasıtası ile $[\bar{1} 1 0]$ doğrultusuna kayması ile oluşan martensit fazın kristal yapıları Şekil 2.10'da görüldüğü gibi atomik düzlemlerin oluşumu ile meydana gelir. Şekil 2.11'de bu şekilde oluşan martensitik fazların değişik tipleri görülmektedir. β_1 anafazından üretilen α_1 , β_1 , β_1'' ve γ_1 martensitik fazları sırasıyla 6R, 18R(1) 18R(2) ve 2H yapılara; β_2 anafazdan üretilen α_2 , β_2 ve γ_2 martensitik fazları ise sıra ile 3R, 9R ve 2H yapılara sahiptirler [5].

Şekil hatırlamalı CuZnAl alaşımlarında termal etkili olarak oluşturulan martensitik fazlar β tiptedirler. Anafaz B2 türü süper örgüye sahip ise oluşan martensit yapı için β_2 sembolü kullanılır ve istiflenme düzeni 9R dir. Anafaz DO₃ türü bir süper örgüye sahip ise ürün faz için β_1 sembolü kullanılırsa istiflenme düzeni 18R şeklindedir [5].

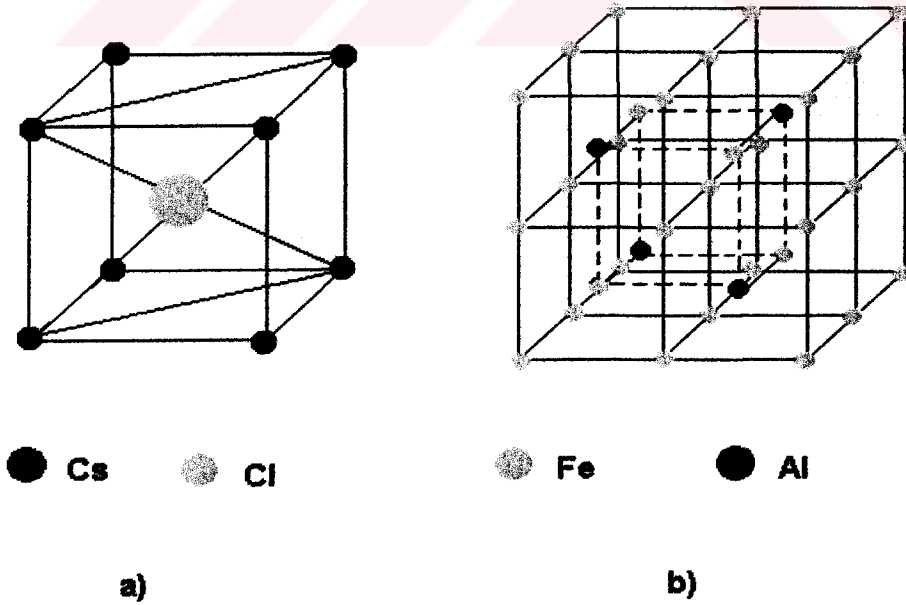
Şekil hatırlamalı β fazı alaşımlarda 9R ve 18R martensitleri sırasıyla B2 ve DO₃ tipi anafazlardan oluşur. 9R veya 18R martensitlerindeki uygulanacak varyantlarının her birine kristalografik olarak özdeş iki habit düzlemi karşılık gelir. Böylece M_s sıcaklığı altında soğutulan anafaz tek kristalinden martensit yapının meydana gelmesinde 24 farklı habit düzlem varyantı oluşur. Bu 24 varyantın her biri diğerine göre farklı yönelime sahip olmasına rağmen kristalografik açıdan özdeşirler [15].

3. SÜPER ÖRGÜLER VE ÖZELLİKLERİ

Alaşımların çoğunda kritik bir sıcaklık değerinin üstündeki sıcaklık değerlerinde atomların örgü noktalarına rasgele dizilimi söz konusudur. Bu kritik sıcaklık değerinin altında düzen kurulmaya başlar ve sıcaklık azaldıkça düzenlilikte artar ve gittikçe kusursuz bir düzenliliğe sahip olması durumunda süper örgülü olma özelliği görülür. Şekil hatırlama özelliğine sahip olan alaşımlarda bu özellik söz konusudur yani; süper örgü yapısına sahiptirler, ayrıca temel olarak bcc yapıdadırlar. Süper örgü yapısına sahip olan alaşımların e/a oranı 1,5 civarındadır. Bunlar β -faz alaşımları olarak da anılırlar [5]. DO₃ tipteki süper örgüler β_1 , B2 tipteki süper örgü β_2 , L2₁ tipteki süper örgüler β_3 olarak adlandırılırlar.

3.1. B2 (Beta Brass) Tipi Süper Örgüler

Birim hücresi iki atomlu iki adet içiçe girmiş basit kübik yapı olarak da görülebilen CsCl tipteki süper örgülerdir. Bu tür süper örgüye sahip birçok şekil hatırlamalı alaşım vardır. Yukarıdaki ifadelerden de anlaşılacağı gibi bu tür süper örgülere CsCl yapıli örgüler de denir. Şekil 3.1 a)'da görüldüğü gibi CsCl tipi B2 süper örgüsü 50:50 kompozisyon oranı ile sağlanır ve β_2 fazı ile temsil edilir. ZnCu, AuCd, AlNi, LiTi alaşımları buna örnek olarak gösterilebilir [18].



Şekil 3.1 a) CsCl, b) Fe₃Al tipte düzenli kristal yapıların birim hücreleri [9].

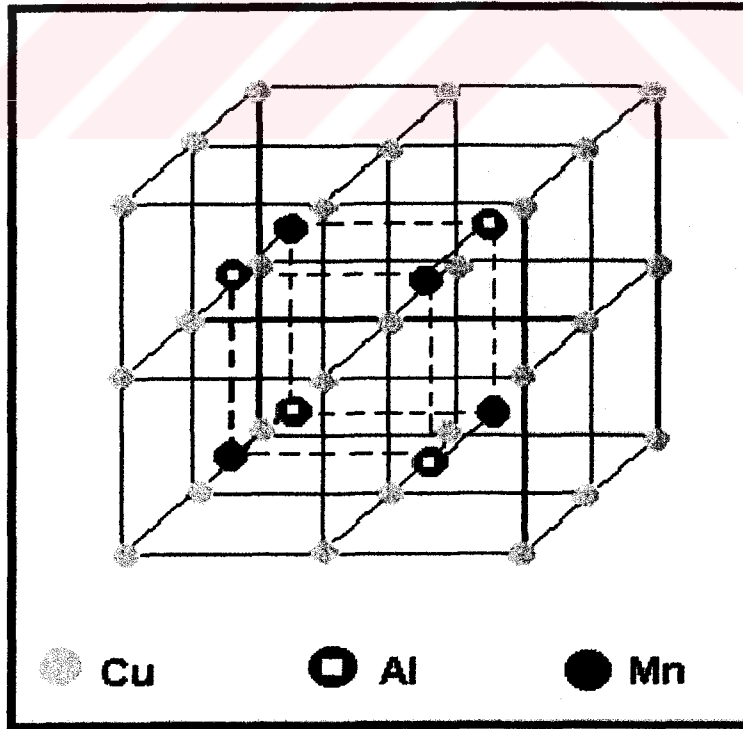
3.1.2. DO₃ Tipi Süper Örgüler

Bu yapıyı tanımlamak için CsCl tipinde dört hücreye ihtiyaç vardır. Bu süper örgünün en önemli özelliği bir atomun çevresindeki tüm atomlardan farklı olmasıdır. Yani bir atomun maksimum sayıda benzemeyen atomlarla çevrelenmesidir. Bu tür yapılara en güzel örnek Fe₃Al yapısıdır.

Normal bcc tipinde birim hücrelerle CsCl tipi hücrelerin periyodik olarak yan yana gelişi ile oluşan yapılardır. Bu yapıda, bcc alt yapının bütün örgü noktaları ile CsCl tipi alt yapının köşelerinde Fe türü atomlar ve CsCl yapının cisim merkezinde ise Al türü atomlar bulunur Şekil 3.1 b)'de görülen DO₃ tipi süper örgü 75:25 kompozisyonu oranına sahip β_1 - faz ile temsil edilirler. Buna örnek olarak Cu₃Al, BiLi, Fe₃Si verilebilir [18].

3.1.3. L2₁ Tipi süper Örgüler

Bu yapıya sahip bir birim hücrenin tanımlanması için sekiz tane CsCl tipi birim hücreye ihtiyaç vardır. Köşelerinde Cu türü atomlar ve cisim merkezinde periyodik olarak sırasıyla Mn ve Al türü atomlar bulunur. CsCl tipi birim hücrelerin yan yana gelmesiyle oluşan düzenli yapılardır Şekil 3.2'de görülen bu yapılar genellikle Heusler yapılar olarak da isimlendirilirler [18]. Bu yapıya sahip CuMnAl, Cu₂NiAl, Zn₂CuAu, Cu₂MnSn gibi alaşımlarda vardır [6].



Şekil 3.2 Cu₂MnAl düzenli kristal yapıların birim hücreleri [6].

4. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTALOGRAFİK ÖZELLİKLERİ

Şekil hatırlama olayı, martensitik dönüşümde olduğu gibi sıcaklık değiştirilmesi veya zorlanma ile şekil değiştiren numunelerin ters dönüşüm ile orijinal şekline tekrar dönmesidir. Düşük sıcaklıklarda deforme edilen numunelerin yüksek sıcaklıkta tekrar orijinal şeklini aldığı 1932'li yıllarda gözlemlendi. Gözlenen bu olayda temel ortak özellik olarak tüm numunelerin martensitik dönüşüm gösterdiğinin farkına varıldı. Buradan da anlaşılacağı gibi şekil hatırlama olayının temeli termoelastik martensitik dönüşümdür ve bu özelliğin bu tür numunelerin hepsi için temel bir ortak özellik olduğunun farkına varılmıştır. Ayrıca şekil hatırlama özelliği gösteren alaşımlar süper örgü yapısına sahiplerdir. Yani; bir atoma bir örgü noktası ötelemesi uygulandığı zaman aynı tür atoma gidilmektedir. Oysa bu olayın gözlemlenemediği alaşımlarda düzensiz yapı söz konusudur. Yani; öteleme sonucu aynı örgü türüne gidilmez atomlar rasgele yerleşmişlerdir.

Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlarda aşağıdaki kristalografik özellikler görülür [19].

- a) Kristal yapı düzenli ve süper örgüye sahiptir.
- b) Şayet düzenlilik ihmal edilirse matris faz bir bcc ve martensit faz ise hcp yapıya sahiptir.
- c) Martensit fazdaki sabit örgü zorlanmaları ikizlenmedir, dislokasyon değildir.
- d) Martensit dönüşüm alçalan sıcaklıkta belirli bir değere kadar termoelastik olarak ilerler.

Süper örgü yapısına sahip olan şekil hatırlamalı alaşımlar genellikle soy metal bazlı alaşımlardır. Cu, Ag, Au, veya periyodik cetvelin B-alt gurubundaki elementler esas alınarak üretilen alaşımlardır. Elektron konsantrasyonu (e/a) bu alaşım sistemlerinde fazların kimyasal bileşimi ve kimyasal yapısı ile ilgilidir.

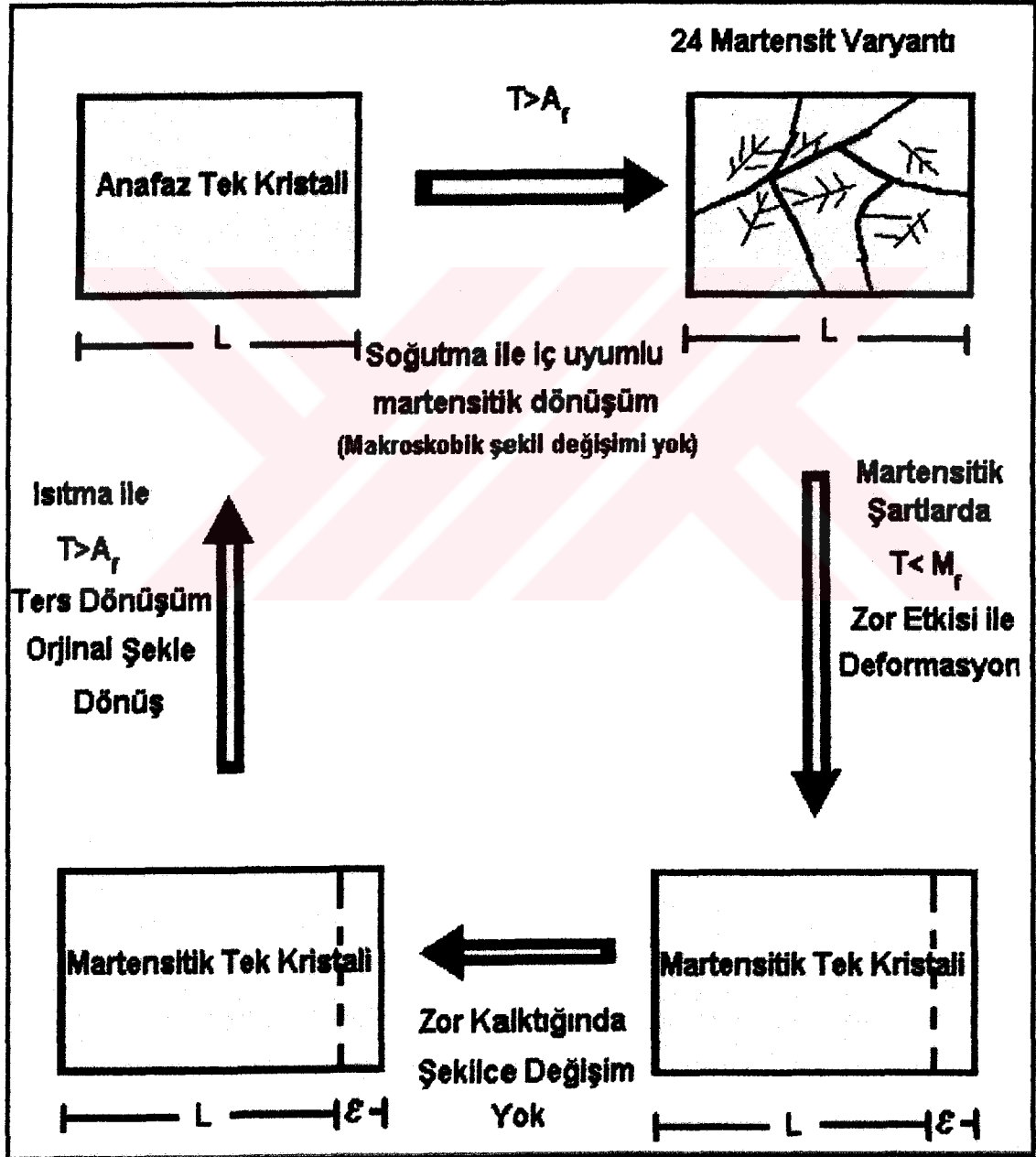
4.1. Şekil Hatırlama Olayının Mekanizması

Şekil hatırlama olayının mekanizması Şekil 4.1'de şematik olarak gösterilmiştir. Şekil hatırlamalı alaşımlar düşük sıcaklıktaki martensitik fazda deforme edildikten sonra üzerindeki zor kaldırıldığında (genellikle M_f sıcaklığının altında) martensit fazdan ana faza dönüşecek şekilde A_f sıcaklığının üzerinde ısıtıldığı zaman kendi orijinal austenitik şeklini hatırlar. %6-8 arasındaki zorlanmalarda tamamen şekil hatırlanır [3].

Genellikle düşük sıcaklık fazında deforme edilen numune yüksek sıcaklıklarda deforme öncesi şekline geri dönebilir. Numune tekrar soğutulduğunda deforme öncesi şeklini hatırlamıyorsa bu olaya tek yönlü şekil hatırlama olayı denir [3].

Eğer alaşımlar tekrarlanan ısıtma ve soğutma sonrasında tekrar şeklini değiştiriyor ise bu olaya da çift yönlü şekil hatırlama olayı denir.

Tek yönlü şekil hatırlama olayında eski şeklini hatırlama kapasitesi, çift yönlü şekil hatırlama olayına kıyasla daha yüksektir [3].



Şekil 4.1 Şekil hatırlama olayının şematik olarak görünüşü [20].

4.2. Şekil Hatırlama Olayının Çeşitleri

Şekil hatırlama olayı tek yönlü şekil hatırlama olayı ve çift yönlü (tersinir) şekil hatırlama olayı olmak üzere iki türde görülmektedir. Bu iki olayın en önemli ortak özelliği termal etkiler ile meydana gelmeleridir. Tek ve çift yönlü şekil hatırlama olayı gösterebilen alaşımların temel özellikleri kritik bir dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde iki ayrı şekil ve konfigürasyon göstermeye yatkınlıklarıdır. Kristalografik yapıdaki değişmeler boyutlarındaki değişme ile bağlantılıdır ve alaşım düşük ve yüksek sıcaklık şekillerini hatırlar ve gösterir [14].

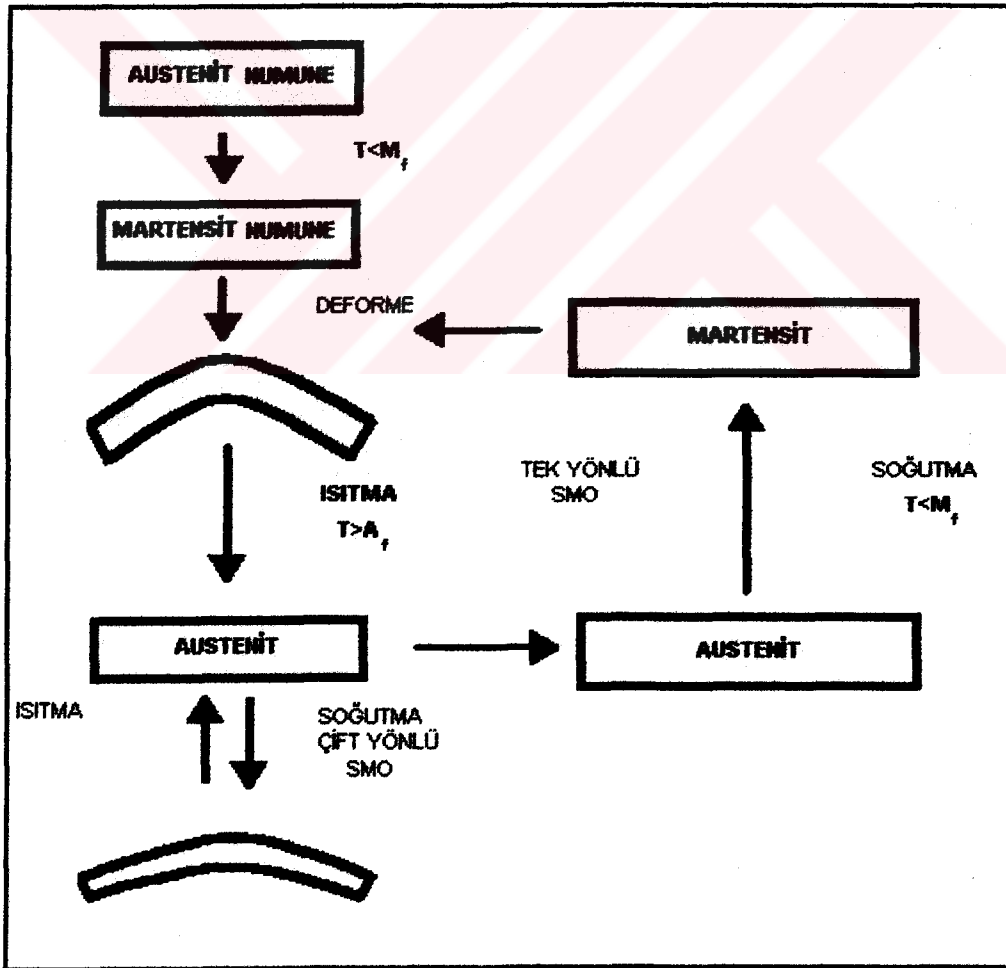
Tablo 4.1 Şekil hatırlama özelliği gösteren bazı demirsiz alaşımlar [17].

ALAŞIM	KOMPOZİSYON (atomik%)	YAPI DEĞİŞİMİ	SICAKLIK HİSTERİSİZİ	DÜZEN DURUMU
Ag-Cd	44~49 Cd	B2→2H	~15	düzenli
Ag-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 atm.%	B2(DO 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 Ni	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
In-Tl	18~23 Tl	fcc→fct	~4	düzensiz
In-Cd	4~5 Cd	fcc→fct	~3	düzensiz
Mn-Cu	5~35Cu	fcc→fct	---	düzensiz

Tablo 4.1’de görüldüğü gibi şekil hatırlamalı alaşımların ana fazları daha önceden belirtildiği gibi süper örgü yapılarındadır ve bunların c/a oranları 1,5 civarında olduğu zaman β fazı elde edilir. Tablo 4.1’de bazı demirsiz alaşımların şekil hatırlama olayları görülmektedir [17].

4.2.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

Tek yönlü şekil hatırlama olayında alaşım martensit bitiş sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ($T < M_s$) deforme edildiği zaman uygulanan zorun kaldırılması sonucu numune orijinal şekline geri dönmez. Isıtma sonucunda numunedeki artık zor, sıcaklık kritik bir sıcaklık değeri üzerine çıkarken kademeli olarak geri döner. Sıcaklığın tekrar düşürülmesi ile numune deforme edilmiş şekline geri dönmez. Martensit dönüşüme yeniden yönelimle artık zorlanma oluşturma özelliği ve ısıtma sonucunda deformasyon öncesi orijinal β faz yönelimi tekrar elde edebilmesi tek yönlü şekil hatırlama olayının mekanizmasını oluşturur [21].



Şekil 4.2 Tek ve çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik görüntüsü [21].

Tek yönlü şekil hatırlama olayının şematik olarak gösterimi Şekil 4.2’de görülmektedir. Şekilde görüldüğü gibi şekil hatırlama tersinmez, bundan dolayı bu olaya tersinmez şekil hatırlama olayı da denir. Tek yönlü şekil hatırlama olayı NiTi, TiNb, NiAl, CuZn, CuZnSi, CuZnSn, FePt, FeMnC gibi birçok alaşım sistemlerinde gözlenen bir olaydır [5].

4.2.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

Alaşımlardaki martensitik dönüşümler kesme ve benzeri mekanizmalarla oluşur ve ürün faz içindeki dislokasyonlar, ikizlenmeler ve istiflenme kusurları gibi örgü kusurları meydana gelir. Şekil hatırlamalı alaşımlarda gözlenen martensitik dönüşümler uygulanan sıcaklık, zor ve sıcaklık-zor etkisine bağlı olarak tersinirlik gösterir. Bu tersinirlik nedeni ile bu alaşımlar diğer alaşımlardan farklı mekanik davranışlar sergilerler [5,22].

Çift yönlü (tersinir) şekil hatırlama olayının mekanizması Şekil 4.2’de görülmektedir. $T < M_f$ sıcaklık değerinde tamamen martensit fazdaki bir numuneye dışardan zor uygulandığı zaman istenilen şekil verilebilir. Yapılan bu plastik deformasyon sonucunda uygulanan zorun kaldırılması ile numune deforme edilmiş şeklini korur. Deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T > A_f$ üzerindeki değerlere çıkıldığında plastik deformasyon ortadan kalkar. Böylece bu işlem sonrasında deformasyon öncesi orijinal şeklini tekrar kazanması tek yönlü şekil hatırlama olayı olarak bilinir. Orijinal şeklini alan numunelerin $T < M_f$ sıcaklığına soğutularak deforme edilmiş şeklini ve konfigürasyonunu tekrar kazanması da çift yönlü (tersinir) şekil hatırlama olayının sonucudur [5].

Şekil hatırlama özelliğinin görülebilmesi için deformasyonun dislokasyon kayması ile değil ikizlenme ve benzeri bir mekanizma ile olması gerekir. Çift yönlü şekil hatırlama davranışı maddenin düşük ve yüksek sıcaklık şekillerini dışarıdan bir etkiye ihtiyaç duymaksızın sadece sıcaklık etkisi ile hatırlamasıdır [23].

Çift yönlü şekil hatırlama kapasitesindeki artış α çözeltilerinin büyüklüğündeki artış ile doğru orantılıdır [24]. Boşluk ve dislokasyon gibi yapı kusurlarının oluşması alaşımların şekil hatırlama özelliklerinde azalmaya yol açar. Kaliteli bir şekil hatırlamalı alaşımda ilk aranılacak özellikler şu şekilde sıralanabilir [25]:

- a) Maksimum şekil değişikliği.
- b) Tamamıyla geri dönüşebilme özelliği.
- c) Maksimum çevirim sayısı.
- d) Maksimum dayanıklılık.

Şekil hatırlamalı alaşımlardaki dönüşümün kristalografik açıdan tersinirliği, termoelastik dönüşüm veya martensitik dönüşümün belirgin bir özelliğidir. Bundan dolayıdır ki şekil hatırlama olayı termoelastik dönüşüm gösteren alaşımlarda ortaya çıkar [5].

5. Cu- ESASLI ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR

Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar, kolayca imal edilişi ve ekonomik olması nedeni ile bilim dünyasının ilgisini gün geçtikçe üzerinde toplamaktadır. Her ne kadar CuAlNi alaşımları üzerindeki çalışmalar yetersiz kalsa da bu alaşım türlerinin özelliklerinin bazı durumlarda CuZnAl alaşımlarına nispetle daha üstün olduğu saptanmıştır. CuAlNi alaşımları ile çalışılma olanağı daha geniştir. Çünkü çalışma sıcaklığı oldukça geniş bir aralığı kapsamaktadır. Ayrıca çok kararlı şekil hatırlama kabiliyet ve karakterine sahiptirler [26].

Şekil hatırlamalı alaşımlar arasında Cu esaslı alaşımlar NiTi alaşımları ile kıyaslandığında düşük maliyetleri ve kolay şekil alabilmelerinden dolayı daha fazla ilgi çekerler [27]. CuZnAl ve CuAlNi alaşımları gibi NiTi ve Cu bazlı şekil hatırlamalı alaşımların her ikisi de şekil hatırlama uygulamaları için kullanışlıdır. Genellikle NiTi alaşımları büyük korozyon direnci sergilerler fakat NiTi alaşımlarının üretimi pahalıdır. Birçok uygulamalarda Cu bazlı alaşımları hazırlamak NiTi alaşımlarına ekonomik yönden bir alternatif teşkil eder [28]. Fakat TiNi alaşımları başka yönlerden bakır esaslı alaşımlara göre daha avantajlı olduğu durumlar da elbette ki bilinmektedir. Örneğin yapılan yorulma ömrü ve süneklilik ile ilgili deneylerde; TiNi alaşımlarının Cu esaslı alaşımlara göre çok daha fazla avantajlı olduğu görülmüştür. Ayrıca CuAlNi polikristallerin son derece kırılgan özellikte olmaları da bir dezavantajdır. Şekil 5.1'de görüldüğü gibi, CuAlNi alaşımlarında bazen uygunsuz kırıklar oluşabilmektedir.



Şekil 5.1 CuAlNi alaşımları üzerindeki uygunsuz kırıklar.

Genellikle bu kırıklar geçiş sonrası veya konsantrasyon zorları ile grain sınırlarında meydana gelmektedir. Tablo 5.1’de görüldüğü gibi TiNi alaşımlarının eşyönsüz elastikliği CuAlNi alaşımları ile kıyaslanınca çok daha düşüktür. CuAlNi alaşımlarında Al konsantrasyonu düşürüldüğü zaman çatlakların kaybolduğu da yapılan başka deneylerde ispatlanmıştır [7]. CuAlNi alaşımı ile yapılan deneylerde M_s ile soğutma hızı arasındaki ilişki 1000 °C de çözünme sonrası M_s noktası soğutma çatlakları üzerine farklı numunelere ait iki tür deney verisi Tablo 5.2’de görülmektedir [7].

Tablo 5.1 Şekil hatırlamalı bazı alaşımların numune kırıkları arasındaki ilişkiler [7].

ALAŞIM	EŞYÖNSÜZLÜK FAKTÖRÜ	YÖNELİM ÜZERİNDE ZORLANMA GEÇİŞLERİNİN BAĞIMLILIĞI	ANAFAZ	KAYMA ZORU (MPa)	NUMUNEDKİ KIRIKLAR
CuAlNi	13	geniş	DO ₃	~600	Tane Sınırı Kırıkları
CuZnAl	15	geniş	B2	~200	Dönüşen Tane Kırıkları
			DO ₃	Yüksek	Tane Sınırı Kırıkları
TiNi	2	geniş	B2	~100	Dönüşen Tane Kırıkları

Tablo 5.2 CuAlNi alaşımları üzerinde farklı Al konsantrasyonları ile yapılan deneyler sonucu oluşan çatlaklar ve M_s değerlerinin kıyaslanması [7].

ALAŞIM	KİMYASAL KOMPOZİSYON	T _{qm} (°C)	M _s (°C)	Soğutma atlakları	T _{qm} (°C)	M _s (°C)	Soğutma atlakları
A	Cu-14,0Al-3,9Ni	5	8	Yok	100	90	Yok
B	Cu-14,1Al-3,9Ni		11	Var		60	Yok
C	Cu-14,2Al-3,9Ni		45	Var		35	Yok

5.1. Cu- Esaslı Şekil Hatırlamalı Alaşımların Yapısal Özellikleri

Cu- esaslı şekil hatırlamalı alaşımlarda martensitik dönüşümler bcc β fazından meydana gelirler. Yüksek sıcaklıkta düzensiz β fazı, soğutma ile kısa mesafedeki düzenli dönüşüme uğrayarak B2 tipi süper örgütlü yapı meydana getirir. Soğuma ile en yakın komşu düzeni oluşur ve alaşım kompozisyonuna ve soğutma hızına bağlı olarak DO_3 veya $L2_1$ tipi süper örgü yapısı oluşturur [28].

Bakır bazlı alaşımlarda hızlı soğutma ile düzen durumu reaksiyonu iki aşamada ortaya çıkar. Birinci aşamada düzensiz örgü yüksek sıcaklıklarda B2 tipi süper örgüye, ikinci aşamada ise bu yeni B2 yapı DO_3 tipi süper örgüye dönüşür [21].

$CuAlNi$ şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensitik dönüşüm gösteren süper örgü yapısına sahip olan alaşımlardır. Dönüşüm öncesi kristal yapı B2 (CsCl) veya DO_3 (Fe_3Al) düzenin de olup ürün olarak 9R veya 18R martensit yapıya sahip olmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda $CuAlNi$ alaşımı düzensiz bcc β fazından düzenli fcc β_1 fazına (DO_3) düzenli düzensiz dönüşümü gösterir. Daha düşük sıcaklıklarda β_1 fazı martensit dönüşüme uğrayarak ortorombik γ - fazına geçer [30].

Bir $CuAlNi$ alaşımında martensitik fazların termal sebeplerle β_3' (18R) veya γ_3' (2H) yapıda olabilmesi alaşımın kompozisyonuna bağlıdır. Şayet alaşım konsantrasyonundaki Al içeriği artırılırsa dönüşüm $\beta_3 \rightarrow \beta_3'$ den $\beta_3 \rightarrow \gamma_3'$ ne dönüşür ve aradaki konsantrasyon düzenlerinde dönüşüm nedeni ile iki martensit $\beta_3 \rightarrow \beta_3' + \gamma_3'$ bir arada oluşur [31]. Ni ilavesi Cu ve Al difüzyonunu önlediğinden β -faz, Cu-Al-Ni sisteminde Cu-Al sistemine göre daha kararlı olur [11,17].

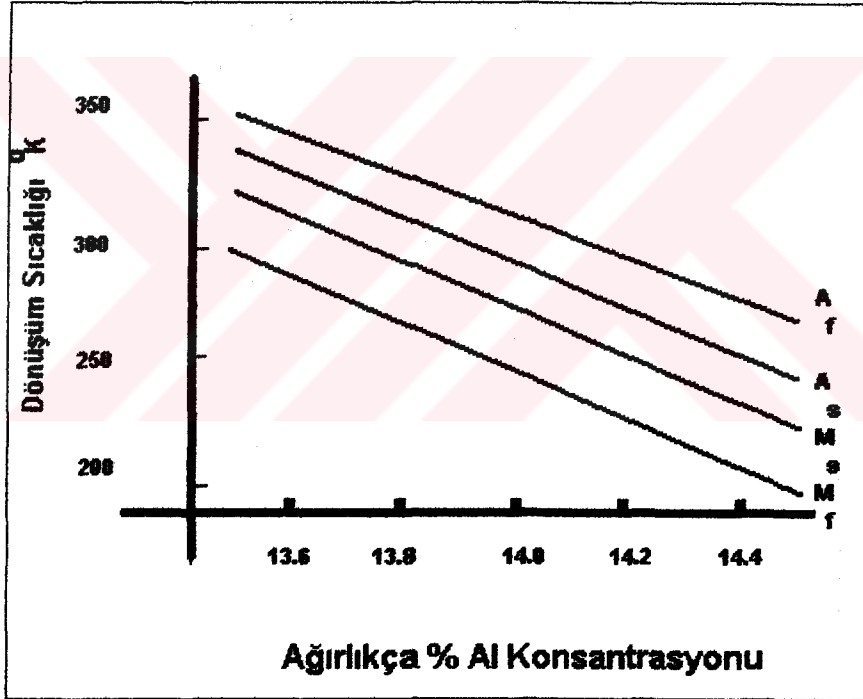
5.2. Dönüşüm Sıcaklıkları

Cu bazlı alaşımların dönüşüm sıcaklıkları alaşımın soğutma hızına bağlı olduğu kadar kompozisyonuna da bağlıdır. Şekil 5.2'de sabit %4 (ağırlıkça) Ni konsantrasyonuna sahip $CuAlNi$ alaşımlarında dönüşüm sıcaklıklarının Al konsantrasyonu ile değişimi görülmektedir [7].

$CuAlNi$ alaşımları için dönüşüm sıcaklıklarına etkiyen soğutma hızı faktörü ve soğutma hızının artışı ile doğru orantılılık gösteren M_s değerleri Tablo 5.2'de görülmektedir. Ayrıca Tablo 5.3'de Ni konsantrasyonu ile dönüşüm sıcaklıklarının değişimi görülmektedir.

Tablo 5.3 CuAlNi alaşımlarında sabit Al oranı için farklı Ni konsantrasyonlarına bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi [7].

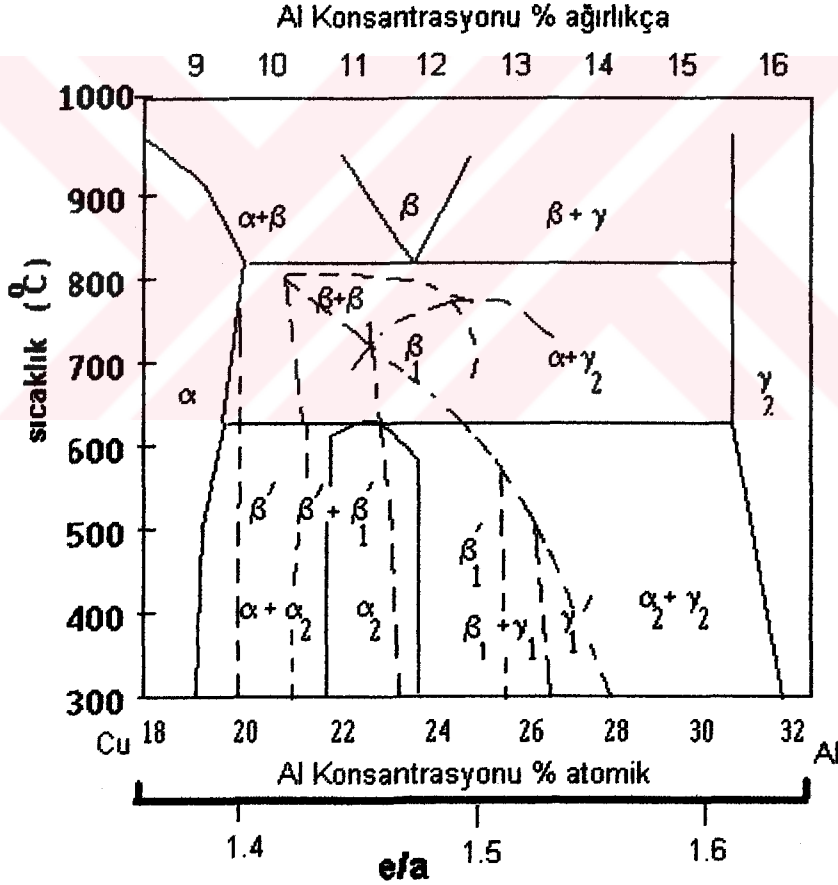
Cu % Ağırlık	Al % Ağırlık	Ni % Ağırlık	M _s ° C	M _f ° C	A _s ° C	A _f ° C
72	28	0	12	-33	-43	47
71	28	1	-8	-23	4	17
70	28	2	-3	-4	10	17
69	28	3	-25	-40	-13	7
68	28	4	-93	-101	-73	-43



Şekil 5.2 CuAlNi alaşımlarında konsantrasyona bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi [7].

6. DENGİ DİYAGRAMLARI VE İSİL İŞLEMLERİN ŞEKİL HATIRLAMA ÖZELLİĞİNE ETKİLERİ

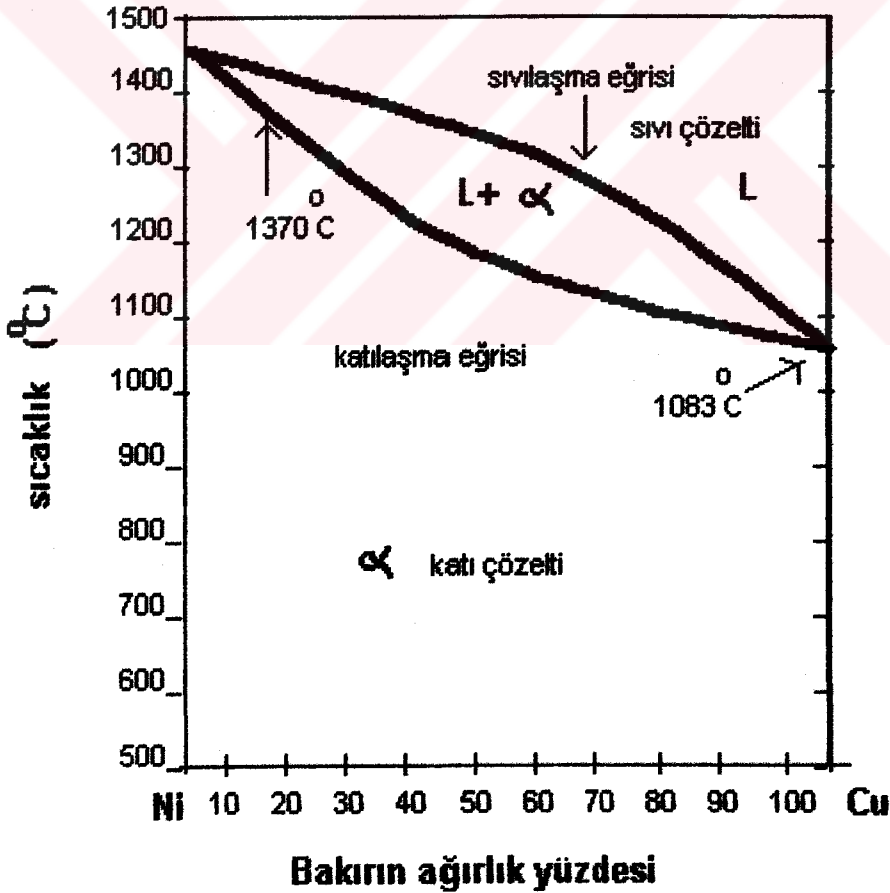
Metallerin oluşturdıkları alaşımlarda, sıcaklıkla beraber oluşan alaşımların kimyasal kompozisyonu da buna ek olarak değişken olur. Alaşımların özelliklerini daha iyi anlamak için yapı, sıcaklık ve konsantrasyon arasındaki ilişkiyi belirtecek uygun bir metoda ihtiyaç olduğu açıktır. Bu ihtiyacı karşılamak üzere 1900 yılında iki-metal ve üç-metal alaşım sistemleri için denge diyagramları inşa edilmiştir [2,32]. Denge diyagramları; bir alaşımların denge yapısının kimyasal kompozisyon ve sıcaklığı, kompozisyonlar apsisi ve sıcaklıklar ordinatı olarak belirtilip mevcut fazların bir grafik üzerinde şematik olarak gösterilmesidir. Daha basit bir ifade ile denge diyagramları metal ve alaşımlardaki fazlar arası ilişkileri gösterir.



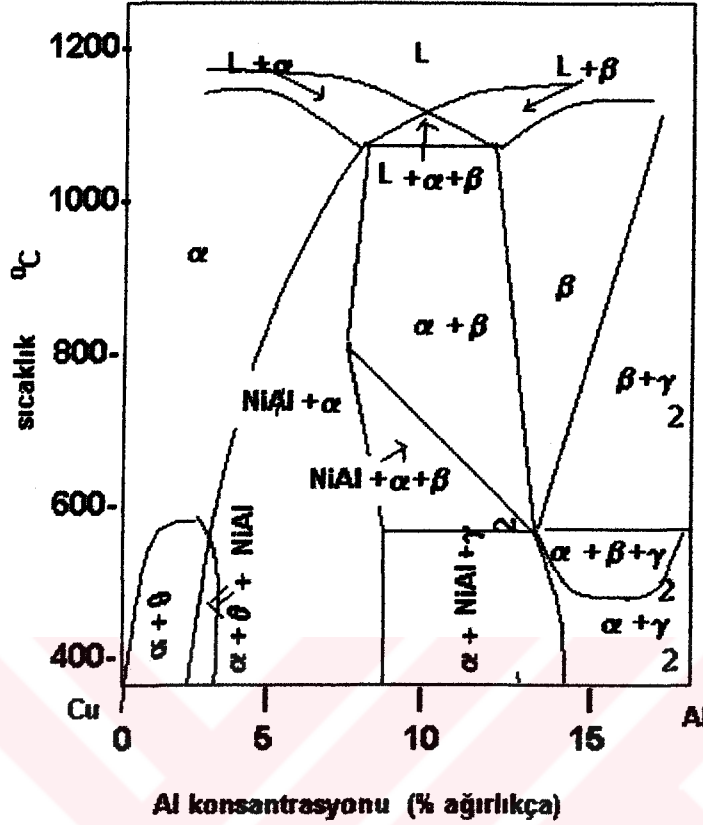
Şekil 6.1 Cu-Al alaşımlarının faz diyagramı [6,11,33].

Yüksek sıcaklıklardaki β -faz bölgesi Cu bazlı diğer alaşımlarda olduğu gibi CuAlNi alaşımlarında da şekil hatırlama olayı görülen kompozisyon aralığıdır. Şekil 6.1'de Cu-Al alaşımı için denge diyagramı görülmektedir. Yüksek sıcaklık bölgelerinde %12 (ağırlıkça) Al kompozisyonu civarında bcc yapılı β -faz bölgesi vardır. Bir denge durumunda β -faz ötektik ayrışma ile 838 °C de γ_2 - faza (pirinç tipi yapı) ve α -faza (fcc) ayrılmış olur [6,11]. Eğer numune β -faz bölgesinde iken hızlı soğutma işlemine tabii tutulursa ötektik ayrışım önlenir ve M_s altındaki sıcaklıklarda martensit dönüşüm ortaya çıkar.

Şekil 6.2'de Cu-Ni ikili alaşımı için çizilen denge diyagramı görülmektedir. Şekilde sıvılaşma eğrisi olarak gösterilen likidüs ve katılaşma eğrisi olarak solidüs eğrileri arasında kalan bölgede katı (α) ve sıvı (L) fazları bir arada bulunmaktadır. Buradan da görüleceği gibi alaşımlar saf maddelerden farklı olarak belirli bir sıcaklık aralığında katılaşır.



Şekil 6.2 Cu-Ni alaşımının denge diyagramı [2].



Şekil 6.3 Cu-Al-Ni alaşımı (ağırlıkça) %3 Ni sabit faz diyagramı [33].

Şekil 6.3'de CuAl sisteminde Al oranı yüksek olduğu zaman β -faz bölgesinden uzaklaşılır, termoelektik dönüşüm ortaya çıkmaz ve γ_2 fazının çökmesi hızlı soğuma ile önlenemeyebilir. Ni ilavesi Cu ve Al difüzyonunun önlemesi için etkin olduğundan β -faz CuAlNi sisteminde CuAl sistemine göre daha kararlı olur [11,17].

6.1. Isıl İşlemler ve Etkileri

Isıl işlemler genel olarak, katı metal ve alaşımlar üzerinde farklı sıcaklık değerlerine kadar ısıtma, bu değerlerde bekletme veya birbirine bağlı farklı işlemlerden biri olarak uygulanıp çeşitli özellik değişimleri sağlamada kullanılır. Isıtma hızı homojen dağılım, yüzey ve çekirdeklenme gibi hususlarda çeşitli değişimler meydana getirir. Isıl işlemlerin aşamaları şöyle sıralanabilir;

a) Isıtma sıcaklığı; ulaşılması öngörülen en yüksek sıcaklıktır. Yaptığımız çalışmada ısıtma sıcaklıklarını CuAlNi alaşımları için β -faz bölgesi içinde olan 920°C ve 865°C olarak belirledik. Bu belirleme Cu-Al-Ni alaşımının denge diyagramından sağlandı.

b) Bekletme süresi; ilk aşama ardından ısıtılan numunelerin belirli süreler boyunca ısıtma sıcaklığı değerinde bekletilmesi olayıdır ki bunun asıl nedeni iç ısınmanın bitmesidir. Yani numunenin her bölgesinde aynı sıcaklık değerine sahip olunmasıdır.

c) Soğutma; ısıtılan numunenin bu sıcaklıktan yapılacak ısı işlem türüne göre soğutmaya tabii tutulmasıdır. Bu aşamada bir çok seçenekler denenebilir. Örneğin; ani soğutma, ön soğutma, kademeli soğutma gibi uygulamalar bu aşamada malzemelerin kristalografik morfolojik ve fiziksel özelliklerine doğrudan etki eder.

Isıl işlemler esnasında yapılacak olan birçok farklı uygulama malzeme yapılarında birçok farklılık getirebilir. Mesela; ani soğutmanın malzeme sertliğini arttırmak, yavaş soğutma sonucunda malzemede gevreklik veya yumuşaklık oluşturmak gibi özellikler kazandırılması mümkündür. Isıl işlemler, üretilmek istenen malzemeye göre farklı uygulamalar yapılarak gerçekleştirilebilir ve bu uygulamalar neticesinde sertlik, yumuşaklık, gevreklik, elastiklik, iç yapıda daha fazla homojenleştirme, ince-kaba yapılı taneler, tane sınırları ve ebatları değiştirilebilir, homojen olmayan dağılımlar giderilebilir, homojen fazlar elde edilebilir, çözücüler içerisinde çözülmeyen maddelerin homojen dağılımı sağlanabilir veya malzeme içindeki istenmeyen etkileri azaltılabilir. Bunun yanında iç enerji farklılıklarından dolayı meydana gelen gerilmeler azaltılıp yapılar düzeltilebilir. Dislokasyon, boşluk, arayer atomları, kırık, çatlak gibi istenmeyen olumsuzluklar ısıl işlemlerle giderilebilir. Metal malzemelerde ısıl işlemlerle özellik değişimleri sağlanırken, malzemenin kimyasal bileşimini değiştirmeksizin kristal ya da örgü yapısında düzenlemeler meydana getirilebilir [34].

Isıl işlemlerde ani soğutma işlemi, malzemelerde oldukça fazla ve önemli değişimlere sebep olmaktadır. Bu değişimlerin en başında da martensit fazın oluşumu ve şekil hatırlama olayı gelmektedir.

Pratik alaşım tekniğinde Co ve Al gibi önemli birkaç element M_s sıcaklığını yükseltir. Mekanik gerilmelerin meydana getirilmesi ile martensitik dönüşüm hızlandırılır. Pek az plastik deformasyon da M_s sıcaklığını yükseltir [34].

Yüksek sıcaklıklardan yavaş soğutma ile elde edilmiş bir alaşımda düzen derecesindeki artış maksimum ve kusur konsantrasyonları da minimum olur. Hızlı soğutmada ise yeniden düzenlenme engellenir. Buna ilaveten soğutma sıcaklığı bölgesinde atomların yeniden düzenlenmesi yüksek boşluk konsantrasyonu ve hareketliliği ile desteklenir [35].

6.1.1. Soğutma Ortamları ve Soğutma Hızı

Soğutma hızı; soğutma ortamları, bu ortamların konsantrasyonları, numune şekil ve büyüklüğü gibi öğelere bağlıdır. Soğutma hızı malzeme yapısı morfolojisi, kristalografisi, iletkenliği gibi öğelere doğrudan etki eder. Bu sebeple ısıl işlemin en önemli aşaması olan

soğutma hızı, metalurjik ve fiziksel açıdan oldukça önemli bir konudur. Malzemelerin, farklı uygulamalar ile farklı ortamlarda ve bu farklı ortamlardan kaynaklanan değişik soğutma hızlarında soğutulmaları sonucu istenilen özelliklere sahip olmaları sağlanabilir. Soğutma ortamları olarak kullanılacak ortamların su, hava, sıvı azot gibi yüksek sıcaklıklara sahip numunenin ısısından dolayı parlayıp alev almayacak ortamlardan seçilmesi uygundur. Soğutma ortamı olarak yağ da kullanılmaktadır. Yağ kullanılırken alev alma (parlama) değerinin ve akışkanlığının düşük olması gerekir. Ayrıca, soğutma ortamı olarak tuzlu-buzlu su gibi karışımlar da kullanılmaktadır. Soğutma ortamının sıcaklığı ile ısıtılmış numunenin sıcaklık farkı ne kadar büyükse soğutma hızı da o kadar artırılmış demektir.

Hızlı soğutma sırasında örgü yapısı değişir ve arayer atomlarının çözünürlüğünün daha az olduğu bir kristal yapı oluşursa, kristaldeki atomlar difüzyon için yeterli zaman bulamayacaklarından dolayı büyük örgü gerilmeleri oluşabilir. Isıl işlemler, boşluk yoğunluğu en yüksek olan bir sıcaklıktan ani soğutma yapıldığında büyük anlam kazanır.

Ani soğutulmuş katılarda aşırı miktarda boşluk mevcuttur. Bu boşluklar, soğutma sonrası uygulanan yaşlandırma işlemlerinde, kristal atomlarının difüzyonuna ve düzen derecesinin artmasına önemli katkılarda bulunurlar [36].

Soğutma ortamları martensitik dönüşümlerin termodinamik ve kinetik özelliklerini etkiler. Bu tür etkiler yıllardır bu konuda birçok araştırmaya yol açmıştır [37].

Kademeli soğutmada atomların yakın komşuluk düzeni gelişmiştir. Bu şekilde daha yüksek martensit dönüşüm sıcaklığı elde edilir. Diğer taraftan uzun ve kısa mesafe düzen parametreleri hızlı soğutma sırasında denge durumlarına ulaşamazlar. Hızlı soğutulmuş numunelerin β -fazında atomik düzensizlik meydana gelir. Buna rağmen uzun mesafe düzen parametresi soğutma hızına bağlıdır [38].

M_s sıcaklığının üzerine soğutma ile sağlanan kademeli soğutma işlemi martensitik dönüşümden önce düzen derecesinde bir dengeye ulaşmasını sağlar. Bu şekilde boşluk konsantrasyonu ve soğutmadan kaynaklanan zor miktarları da minimuma indirgenmiş olur. Doğrudan buzlu suda soğutma işleminde boşluk kümeleri tane içine hapsedilmiştir. Kademeli soğutulmuş numunede martensit plakaları doğrudan suda soğutulmuş numunelere göre daha yüksek şekil kazanma miktarına sahiptir [39].

6.1.2. Soğutmanın β Faz Alaşımlarına Etkileri

Cu-bazlı alaşımlarda genel olarak β fazı sadece yüksek sıcaklıklarda kararlıdır. Fakat soğutma sonucunda oluşan yarı kararlı yapılarda yeni faz ile birlikte bulunabilir. Bu yarı kararlı β tipteki martensit yapısı konfigürasyonel bir yapılanma gösterir. Şayet β -faz bölgesindeki bir

numune hızlı bir şekilde soğutulursa M_s sıcaklığından sonra martensit yapılanma ortaya çıkar [30].

Cu-bazlı alaşımların dönüşüm sıcaklıkları kompozisyonlarına bağlıdır. Aslında bu durum yalnızca M_s değil M_f , A_s ve A_f değerlerini de etkiler [7]. Cu bazlı alaşımlarda şekil hatırlama etkisini elde etmek için alaşımlar yarı kararlı β -faz bölgesinde tutulmalı ve β -faz bölgesinden hızla soğutulmalıdır. Hızlı soğutularak denge fazındaki β -fazın ayrışması önlenir. Bu şekilde hızlı soğutulan alaşımlarda elastik sabitlerinin soğutma esnasında yumuşaması sonucu martensitik dönüşüm başlayabilir [17].

Kademeli olarak soğutulmuş numunelerde martensitik plakalar, doğrudan buzlu suda soğutulmuş numuneye göre tane içerisinde daha uygun yerleşmişlerdir [40].

Düşük soğutma hızları hem atomik düzenlenmede hem de boşluk konsantrasyonunda denge değerine ulaşma eğilimi oluşturur. Bu durumda farklı olarak hızlı soğutma işlemi numunelerde kalıcı soğutma zorları gibi kararlılığa etki edecek katkılar sağlayabilir. Böylece soğutma zorları numuneler içerisinde homojen olmayan bir dağılım gösterirler. Sonuçta numunelerin şeklinde ve dönüşüm sıcaklıklarında değişimler meydana gelir [41].

Martensit ısıtma hızının yüksek olması ters dönüşümü ve toptan şekil değişimini arttırdığı halde yavaş ısıtma esnasında oluşan yaşlandırma ters dönüşümü ve toptan tersine şekil değişimini engelleyebilir [42].

Şekil hatırlamalı alaşımlarda aranan en önemli özellik alaşım davranışının kararlılığıdır. Alaşım martensit fazda uzun süre tutulduğu zaman β -fazına geri dönüş için kritik sıcaklıklar olan A_s ve A_f de gözlenen artış ve buna bağlı olarak alaşımın β -fazına aynı sıcaklıkta geri dönmemesi martensit fazın kararlılaşması olarak bilinmektedir. Bu olgular literatürde martensit plaka sınırlarının su verilme yolu ile halen boşluklarca tutulması ve martensit fazında iken yeniden düzenleme mekanizmaları ile açıklanmaktadır [43].

Soğutma işlemine başlanılan sıcaklık, stabilizasyonunun mu yoksa düzensizliğin mi daha baskın olacağı konusunda çok önemli bir parametredir. Ayrıca, hızlı soğutma nedeni ile ortaya çıkan martensit stabilizasyonunun martensit fazda uzun süre yaşlandırma ile oluşan stabilizasyona göre çok daha güçlü olduğu bilinmektedir [43].

7. DENEYSEL İŞLEMLER

“Şekil Hatırlamalı Cu-%13Al-%4Ni ve Cu-%13,5Al-%4Ni Alaşımların Termal Özelliklerinin İncelenmesi” adlı bu tezde kullanılan numuneler Türkiye Bilimsel Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) tarafından üretilmiştir. Numunelerin ağırlık ve atomik yüzdeleri ile elektron/atom (e/a) oranları Tablo 7.1’de verilmiştir.

Tablo 7.1 Kullanılan alaşımların kompozisyonları ve e/a oranları.

ALAŞIM NO	AĞIRLIK%			ATOMİK%			e/a oranı
	Cu	Al	Ni	Cu	Al	Ni	
1	83	13	4	70,38	25,95	3,67	1,55
2	82.5	13.5	4	69,56	26,80	3,64	1,57



Şekil 7.1 Isıl işlemlerin gerçekleştirildiği fırın.

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

Tersinir şekil hatırlama özelliği gösteren iki alaşım numunelerinin farklı ısı işlemler karşısında göstereceği özelliklerin incelenebilmesi için Şekil 7.1'de görülen vakumlu Phomoenix Quic Cool porselen fırınında yapılan 4 farklı deneyden geçirildi. Vakumlu ortamda Alaşım 1 ve 2 üzerinde aşağıda sıralanan 4 farklı ısı işlem uygulandı:

Deney 1: Vakumlu ortamda 920 °C ye kadar ısıtılan numune bu sıcaklık noktasında 5 dakika bekletilerek -18 °C de tuzlu-buzlu su içerisine atıldı.

Deney 2: Vakumlu ortamda 920 °C ye kadar ısıtılan numune bu sıcaklık noktasında 5 dakika bekletilerek 97 °C de kaynatılan suya atılarak 10 dakika burada bekletildi. Bekleme süresi ardından numuneler 0 °C deki buzlu suda soğutuldular.

Deney 3: Vakumlu ortamda 865 °C ye kadar ısıtılan numuneler bu sıcaklık noktasında 5 dakikada tutuldular. Buradan -12 °C sıcaklığa sahip tuzlu buzlu suda bekletildiler.

Deney 4: Vakumlu ortamda 865 °C ye kadar ısıtılan numunelere bu sıcaklık noktasında 5 dakika bekletildikten sonra 97 °C de kaynayan su içerisine atılarak bu ortamda 10 dakika bekletildiler ve daha sonra 0 °C de buzlu su içerisinde soğutuldular.

Numunelerin 920 °C ve 865 °C de 5 dakika süresince ısıtılması ile β-fazın oluşumu sağlandı. Ani ve kademeli soğutmalarla β-fazın ötektik ayrışması önlendi.

7.1. Kullanılan Teknikler

a) Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ile A_s , A_{max} , A_f değerleri saptanarak, dönüşüm entalpisi (ΔH) ve aktivasyon enerjilerine (E_a) ısı işlemlerin etkilerinin belirlenmesi için,

b) X-ışın difraksiyonu metodu ile kristal yapı belirlenmesi, ısı işlemlerin kristalografik özelliklerde oluşturduğu etkiler ve özel;

$$h_1^2 - h_2^2 / 3 = k_2^2 - k_1^2 / n$$

bağıntısını sağlayan (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) düzlem çiftlerine ait Δd düzlemler arası uzaklık farkının soğutma sıcaklığına bağlı olarak değişiminin belirlenmesi için,

c) Metal mikroskobu ile uygulanan ısı işlemlerin numunelerin morfolojik özelliklerine etkilerinin ve çökelti oluşumlarının belirlenmesi için,

d) Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) ile her iki alaşımın aynı özel ısı işlemine tabi tutulan iki numunesinin martensit yapılarının gözlenmesi ve dislokasyon dağılımlarının incelenmesi için farklı kompozisyonlara sahip olan iki CuAlNi alaşımı üzerinde dört farklı ısı işlem uygulandı ve numunelerin şekil hatırlama, kristalografik ve morfolojik özelliklerine etkileri belirlendi,

7.1.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Tekniği

Araştırmada kullanılan CuAlNi alaşımlarından, ısııl işlemelerden 6nce diferansiyel tarama kalorimetresi 6l66mlerine uygun kesilen par6alar kesim sonrası ısııl işleme tabii tutuldukları i6in ekstradan herhangi bir homojenleştirme 6alışmasına tabii tutulmadılar. Ters d66nuşum ile (martensit →austenit) A_s , A_{max} , A_f sıcaklık noktalarının değerleri d66nuşum entalpisi (ΔH) ve aktivasyon enerjilerinin (E_a) hesaplanması i6in d66rt farklı ısııl işleme tabii tutulmuş numunelerin bazıları 5°C/dk. bazıları 10°C/dk. ısııtma programlarına tabii tutuldular.

7.1.2. X-Işın Difraksiyon Tekniği

Isıl işleme tabii tutulmadan x işını difraksiyon 6l66ml66 i6in uygun şekilde (3mm. 6aplı) kesilmiş olan par6a numuneler ısııl işlem sonrası T66BİTAK Marmara Araştırma Merkezine g66nderilerek burada Shimatzu XRD6000 cihazı ile Cu hedefli x-işın t66p66 kullanılarak $\lambda=1,5405\text{\AA'}$ luk K_α dalga boyu kullanılarak elde edilen difraksiyon desenlerindeki pikler indislenerek, 66rg66 parametreleri ve kristal yapıları belirlendi. Ayrıca 66zel;

$$h_1^2 - h_2^2 / 3 = k_2^2 - k_1^2 / n$$

bağıntısını sağlayan (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) d66zlem 6iftlerine ait Δd d66zlemler arası uzaklık farklar belirlendi.

7.1.3. Optik Mikroskop Tekniği

Uygun şekillerde kesilen numuneler ısııl işlem sonrası soğuk kaplama y66ntemi ile polyestere g66m66lerek silindirik şekilde kalıplara alındı. Kalıplara alınmış olan numuneler 800-1000 ve 1200'l66k zımparalardan ge66irildi ve daha sonra elmas pasta ile parlatma aşamasının ardından numune y66zeyi kurutuldu. Parlatma işleminde son halini alan numunelerin y66zeyleri 50g (FeCl_3) – 960ml metanol-200ml HCl 66zeltisi ile dağlandıktan sonra, PME OLYMPUS mikroskobu kullanılarak y66zey fotoğrafları 6ekildi.

7.1.4. Ge66irmeli Elektron Mikroskop (TEM) Tekniği

Ge66irmeli elektron mikroskobu g66zlemlerinde kullanılmak 66zere ısııl işlem 66ncesi keştiğimiz 3mm. 6apındaki Deney4'e tabii tutulan numuneler T66BİTAK Marmara Araştırma merkezine g66nderilerek, TEM 100C elektron mikroskobunda fotoğrafları 6ekilip, dislokasyon yoğunluklarının kıyaslanması ve martensitik morfolojilerin incelenmesi yapıldı.

8. BULGULAR VE TARTIŞMA

Cu-%13Al-%4Ni (Alaşıml1) ve Cu-%13,5Al-%4Ni (Alaşıml2) alaşımlarının üzerinde uygulanan 4 farklı ısıtıl işlemin etkileri, diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) ve x-ışını difraksiyonu metodları, metal mikroskobu ve geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) gözlemlerinin sonuçları kullanılarak belirlendi ve benzer çalışmalarla karşılaştırıldı.

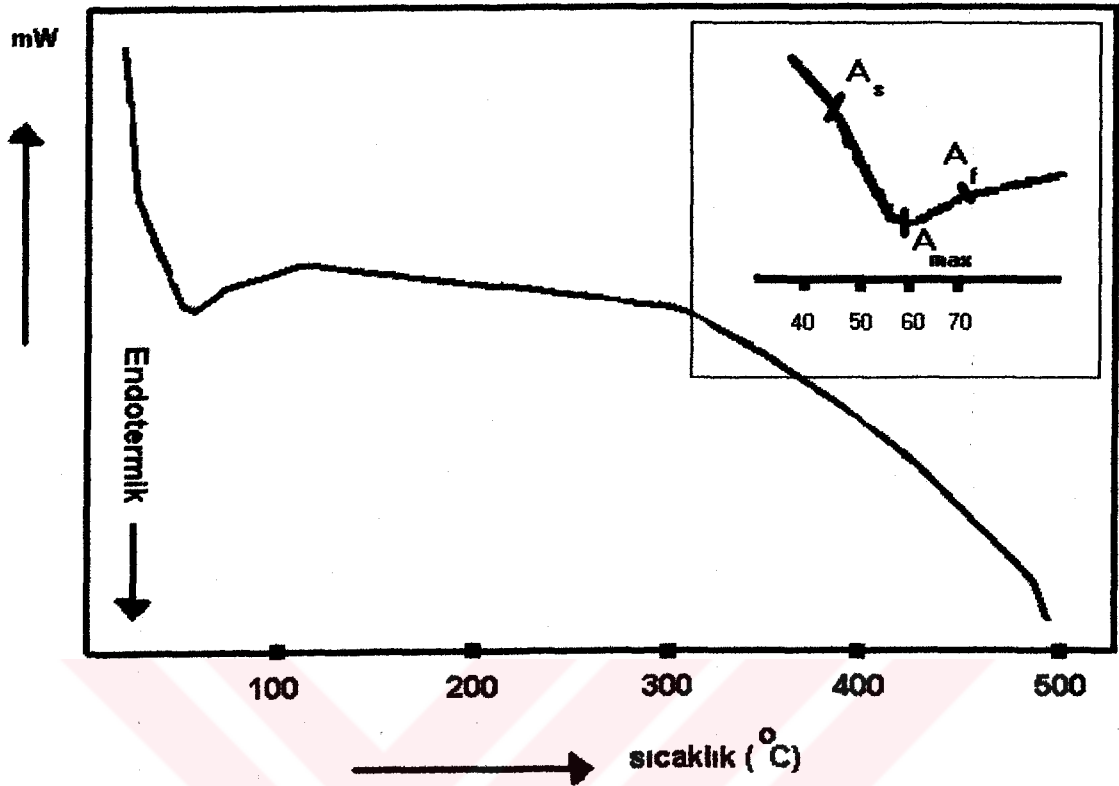
8.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi Ölçümleri

Alaşıml1 ve 2 ye ait 4 farklı ısıtıl işlem sonucunda elde edilen toplam 8 farklı numune örneğinin diferansiyel tarama kalorimetresi tekniği kullanılarak ters dönüşüm sonucunda A_s , A_{max} ve A_f değerleri, dönüşüm entalpileri (ΔH) ve aktivasyon enerjileri (E_a) incelenerek kıyaslandı. Tablo 8.1 den Alaşıml1 numunesine özgü değerler görülmektedir. Şekil 8.1 de ise bu verileri elde ettiğimiz DSC eğrileri görülmektedir. Bu eğriler martensit→austenit dönüşümünü göstermektedir. Ayrıca bu reaksiyonun endotermik bir reaksiyon olduğu görülmektedir. Şekil 8.1 a) da dönüşüm sıcaklıkları $A_s = 43,22^{\circ}\text{C}$ de başlamış ve $A_f = 73,09^{\circ}\text{C}$ de son bulmuştur. $A_{max} = 59,52^{\circ}\text{C}$ dır. Buradan görüldüğü gibi Deney1 sonucu ani soğutulan numunenin dönüşme sıcaklığı hayli düşüktür.

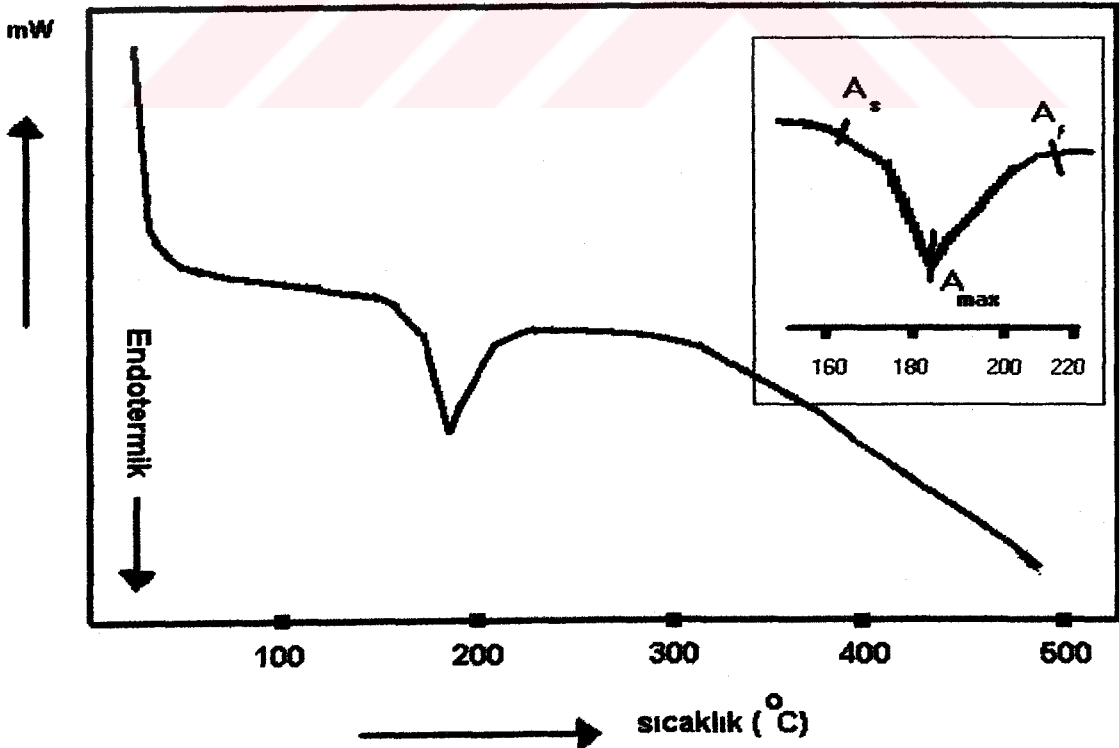
Deneyler içeriklerine göre incelenecek olursa Deney1 ile Deney3, Deney2 ile Deney4 birbirleri ile paralellik arz etmektedirler. Bu deneylerde en büyük fark ısıtmada ön görülen en yüksek sıcaklık noktalarıdır ki bunlar Deney1 ve 3 te 920°C , Deney2 ve 4 te 865°C dir.

Tablo 8.1 Alaşıml1 için DSC ölçüm sonuçları.

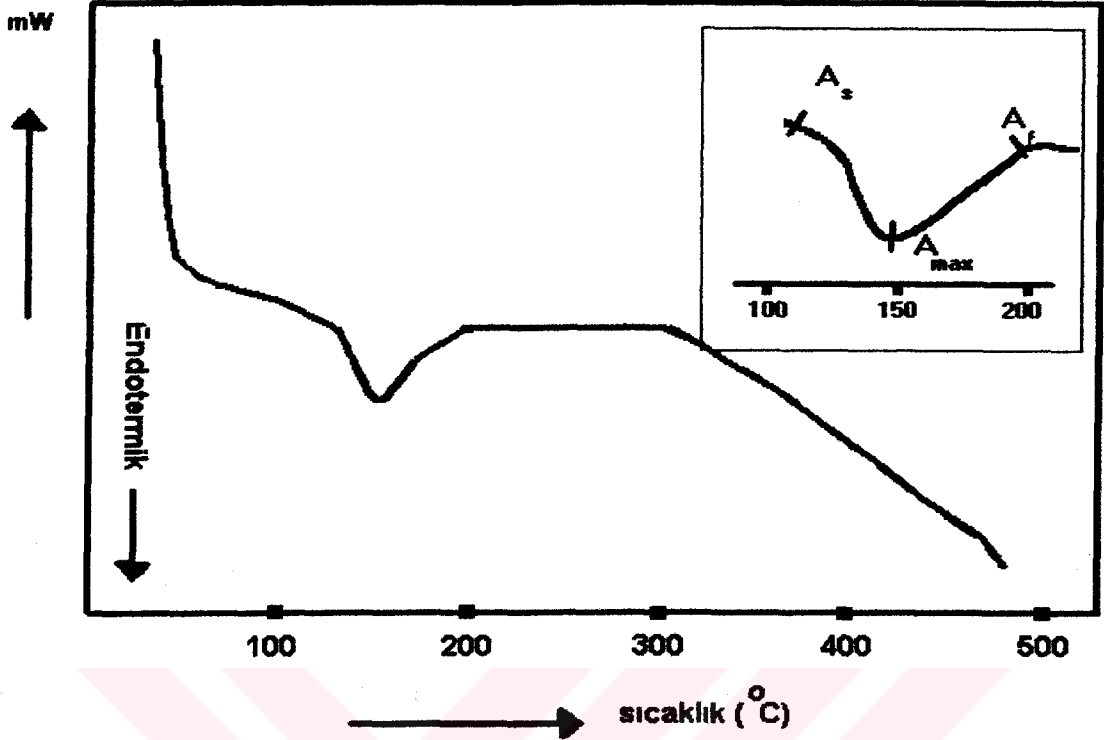
DENEY NO	α ($^{\circ}\text{C}/\text{dk.}$)	A_s ($^{\circ}\text{C}$)	A_{max} ($^{\circ}\text{C}$)	A_f ($^{\circ}\text{C}$)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (mj)	E_a (k.joule/mol)
1	10	43,22	59,52	73,09	-148,74	202,34
2	10	161,08	186,66	218,41	-312,78	319,43
3	5	114,02	149,90	190,93	-277,73	286,49
4	5	151,41	173,41	194,74	- 84,67	207,83



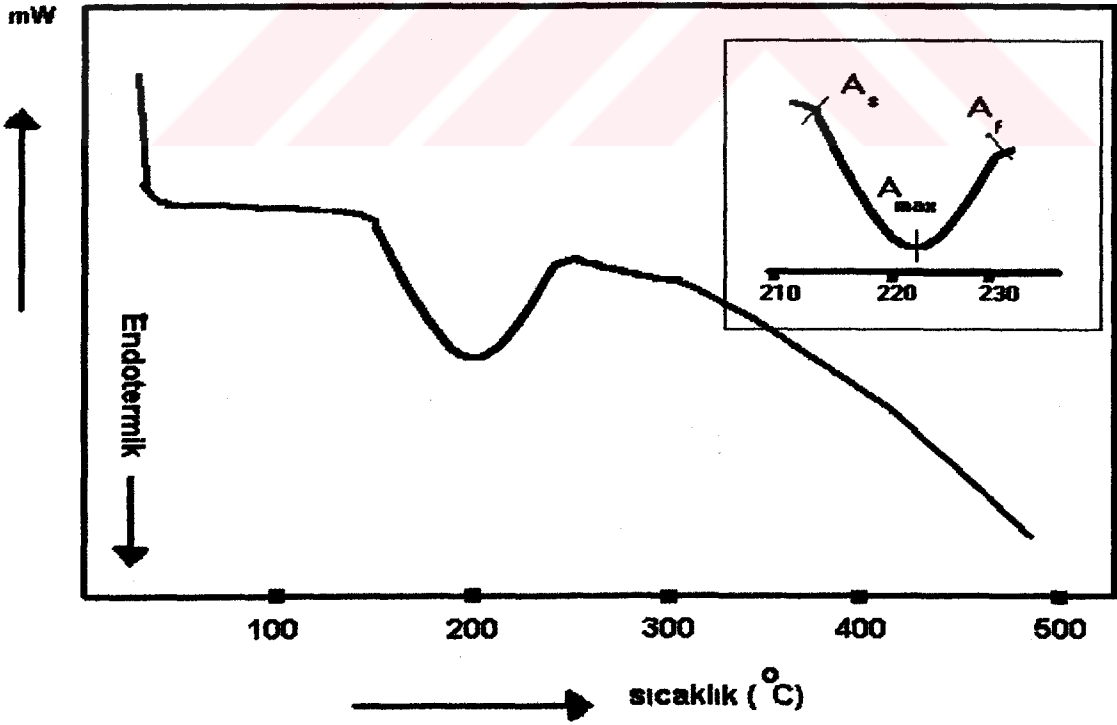
a)



b)



c)



d)

Şekil 8.1 Alaşım I' e ait a) Deney1, b) Deney2, c) Deney3, d) Deney4 DSC dönüştürme pikleri.

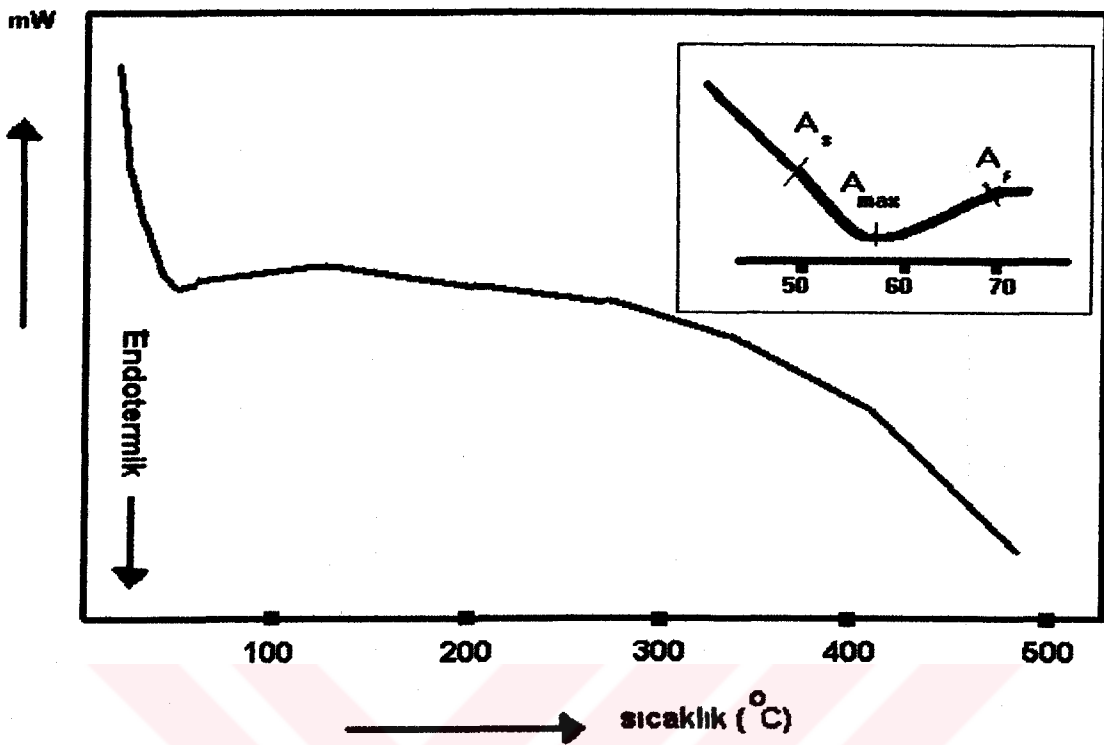
Uygulamalarda görüldüğü gibi 920⁰C'den tuzlu buzlu suya atılan numune (Deney1) ile 865 ⁰C'den tuzlu buzlu suya atılan (Deney3) numunelerin dönüşüm sıcaklıkları birbirlerinden bir hayli farklıdır. Burada ön görülen en yüksek sıcaklık değeri olan sıcaklık noktalarının dahi değişimi ani soğutma işleminde dönüşüm üzerine bir hayli etkisinin olduğu açıkça görülmektedir.

β -faz bölgesinde üst sıcaklıklara çıkıldıkça ani soğutma işleminde Alaşım1 için dönüşüm sıcaklığının azalmakta olduğu görülmektedir. Ayrıca Şekil 8.1 a) ve c) numune için Deney1 ve 3'de dönüşüm piklerinin keskin olmadığı da görülmektedir. Şekil 8.1 b) de görüldüğü gibi Deney2 de uygulanan kademeli soğutma sonucu $A_s = 161,08^0\text{C}$ de başlamış ve $A_f = 218,41^0\text{C}$ de son bulmuştur. Yine Şekil 8.1 d) de 865⁰C den kademeli olarak yapılan soğutma işlemi sonucunda $A_s = 151,41^0\text{C}$ de başlamış ve $A_f = 194,74^0\text{C}$ de son bulmuştur. Buradan kademeli soğutma işleminin Alaşım1 için dönüşüm üzerinde çok fazla bir değişim yapmadığı, üst ısıtma sıcaklık değerleri arasındaki farkla doğru orantılı olarak dönüşüm sıcaklıklarına etki ettiği görülmektedir. Ayrıca Deney2'den elde edilen DSC eğrisindeki pikin Deney4'e göre daha keskin olduğunu da görülmektedir.

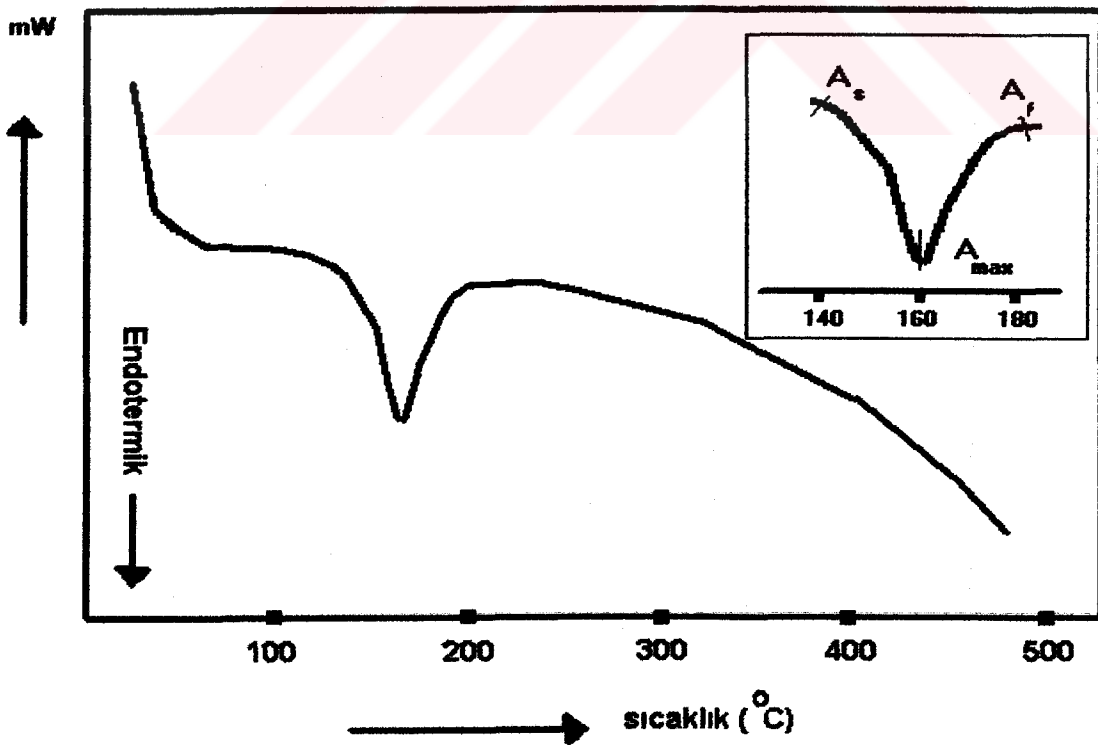
Tablo 8.2 Alaşım2 için DSC ölçüm sonuçları .

DENEY NO	α (⁰ C/ dk.)	A_s (⁰ C)	A_{max} (⁰ C)	A_f (⁰ C)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (mj)	E_a (k.joule/mol)
1	5	49,77	58,01	69,37	-18,39	541,89
2	5	137,35	160,34	183,38	-183,03	396,48
3	5	99,49	112,90	131,03	-191,18	882,99
4	10	159,15	170,51	193,29	-339,15	781,20

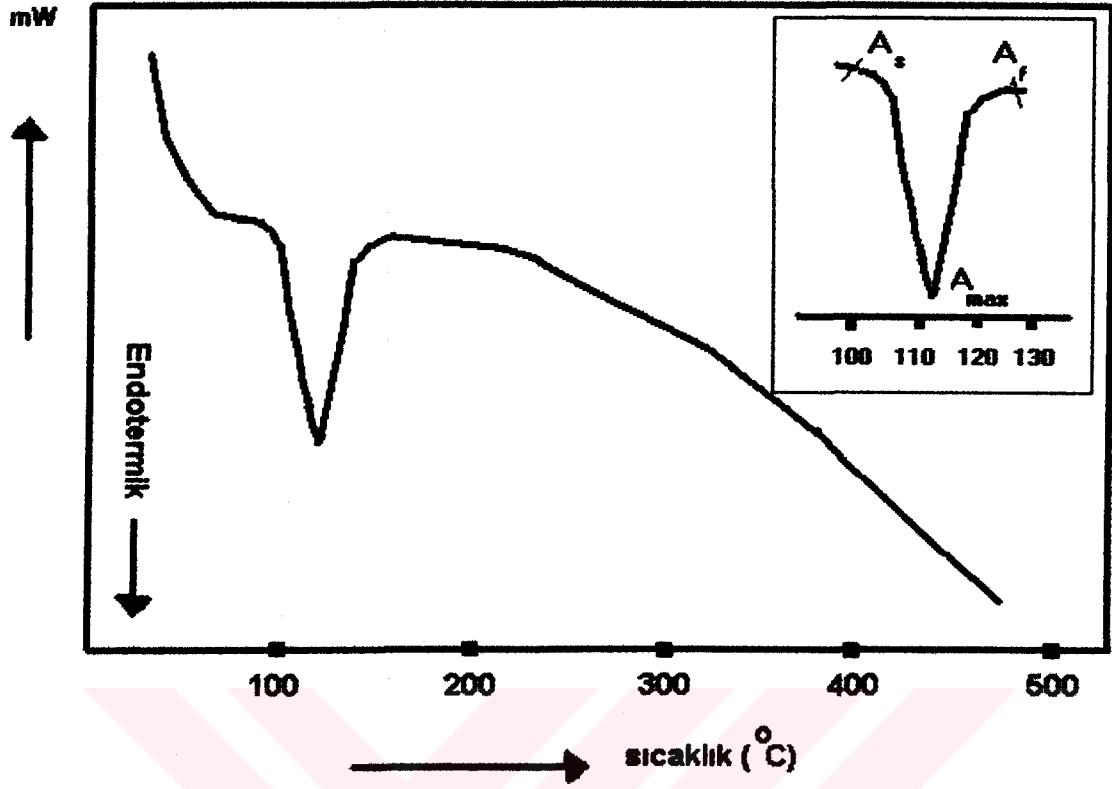
Alaşım2 için deneyler sonucu elde edilen veriler Tablo 8.2 de görülmektedir. Bu alaşım için de yapılan Deney1'den elde edilen sonuçlar $A_s = 49,77^0\text{C}$ de ve $A_f = 69,37^0\text{C}$ dir. Deney3 sonucunda da $A_s = 99,49^0\text{C}$ de ve $A_f = 131,03^0\text{C}$ değerleri elde edilmiştir. Buradan dönüşüm sıcaklıklarının düşük olduğunu yani, ani soğutma etkisi ile dönüşüm sıcaklıklarının düştüğü görülmektedir, Alaşım2 için yaptığımız Deney1 ve Deney3 içerikleri aynı olan fakat üst sıcaklık değerlerinin farklılığından kaynaklanan değişiklikler Alaşım1'de olduğu gibi burada da mevcuttur. Üst ısıtma sıcaklık noktası büyük olan numune ani soğutma sonrası daha da düşük dönüşüm sıcaklığına sahip olmaktadır. Ayrıca Deney3'ün dönüşüm pikinin Deney1'e oranla daha da keskin olduğu görülmektedir.



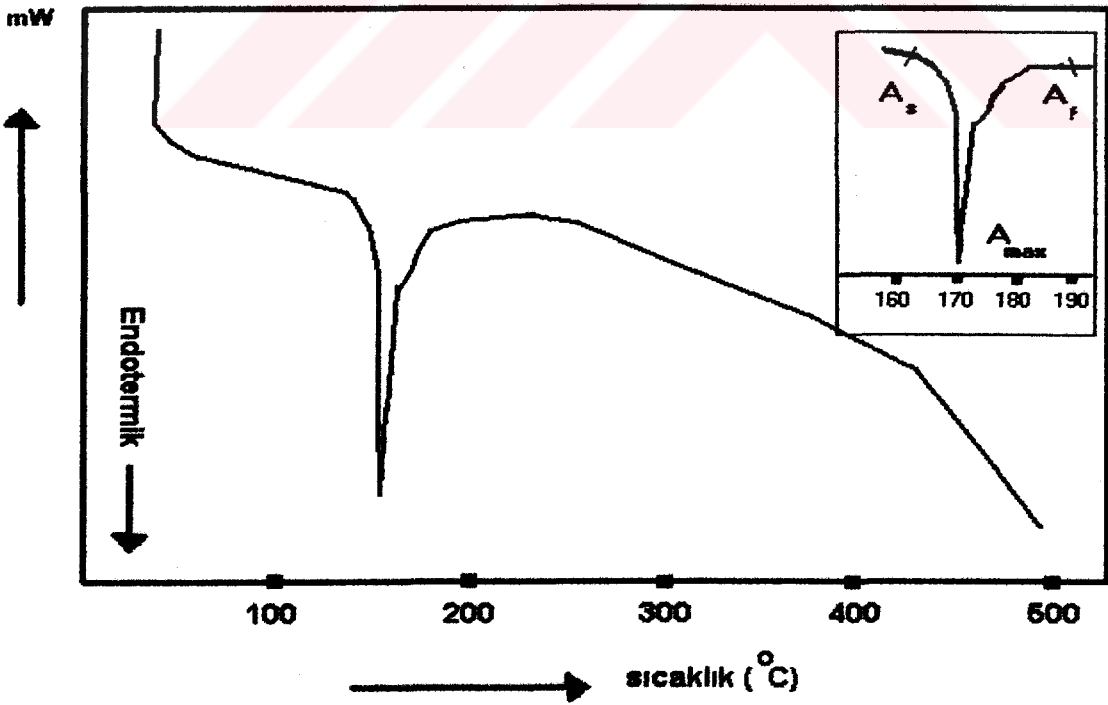
a)



b)



c)



d)

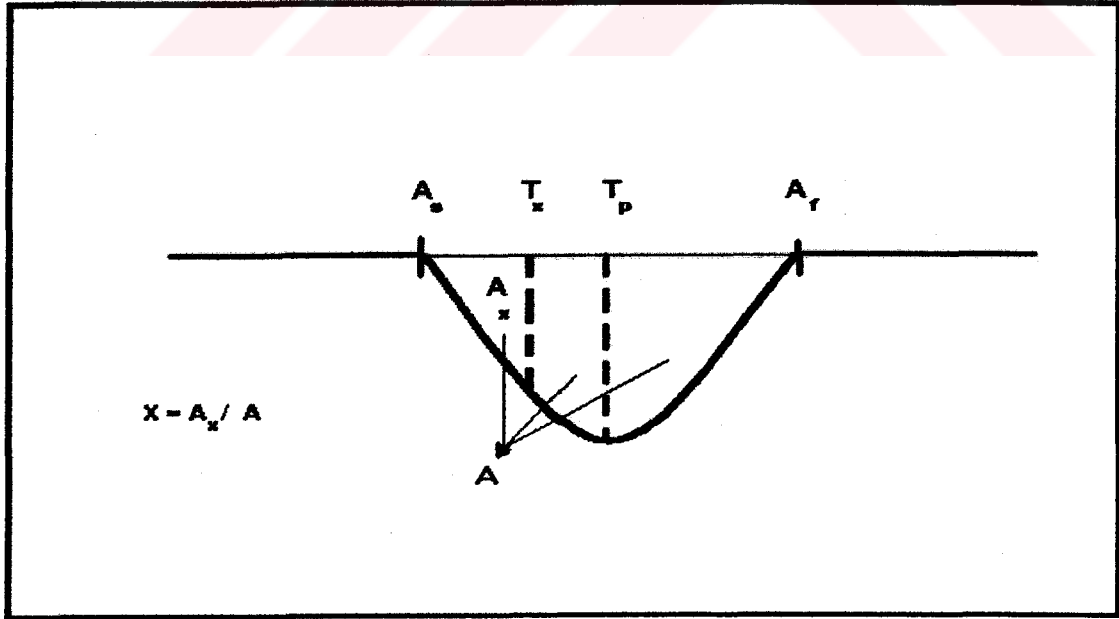
Şekil 8.2 Alaşım 2'ye ait a) Deney1, b) Deney2, c) Deney3, d) Deney4 DSC dönüştürme pikleri.

Alaşım2 için yapılan Deney2 ve 4'ün sonucunda elde ettiğimiz Deney2 için $A_s = 137,35^{\circ}\text{C}$ ve $A_f = 183,38^{\circ}\text{C}$ değerlerinden anlaşılacağı gibi kademeli soğutma etkisi dönüşüm sıcaklığına ani soğutma işlemine göre farklı olarak yansımış ve dönüşüm sıcaklığını yükseltmiştir. Deney4 te ise $A_s = 159,15^{\circ}\text{C}$ ve $A_f = 193,29^{\circ}\text{C}$ olarak belirlenmiştir. Buradan da Alaşım2 için Deney4 ve 2 uygulamaları üst soğutma sıcaklığının azalması kademeli soğutma işlemlerinde dönüşüm sıcaklığını arttırdığı görülmektedir. Alaşım1 ve 2 için deney sonuçları Tablo 8.1 ve 8.2'deki veriler kıyaslanacak olursa farklı ısıtma işlemi sahip bu numuneler için yapılan aynı deneylerde farklı sonuçlar doğurduğu görülmektedir. A_s , A_f , $A_{\max}$ ve ΔH değerlerinin aynı deneyler için Alaşım1 ve 2'de farklı değerler aldığı gözlenmektedir. Fakat bu tablo ve şekillerden görüldüğü gibi her iki alaşım için A_s ve A_f arasındaki dönüşüm sıcaklığı aralıklarının birbirine yakın olduğu da gözden kaçırılmayacak önemli bir konudur.

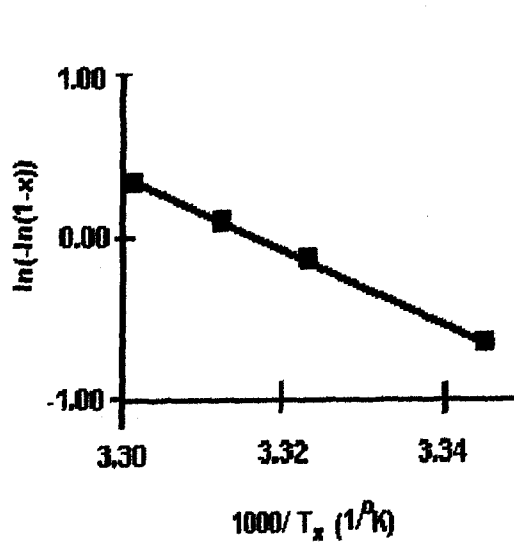
Alaşım1 ve Alaşım2 için yapılan farklı ısıtma işlemleri sonucu elde edilen DSC eğrilerinden yapılan aktivasyon enerjisi hesaplamaları Coats- Redfern-Sestak metodu olan ;

$$n^{-1} \ln[-\ln(1-x)] = \ln(k_0 R / n E_a \alpha) - E_a / RT$$

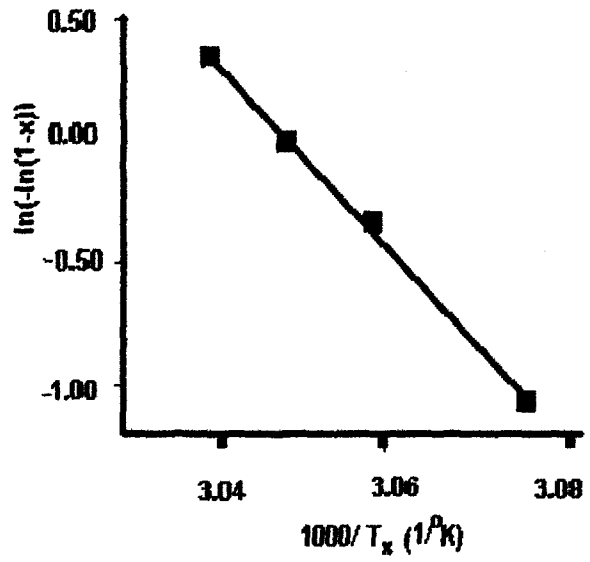
denkleminde elde edilmiştir [45,46]. Burada; E_a : Aktivasyon enerjisi, k_0 : sabit, R : Evrensel gaz sabiti, n : kristalizasyon düzeni, α : ısıtma hızıdır. Şekil 8.3'de DSC pikinden x değerlerinin elde edilme yöntemi görülmektedir.



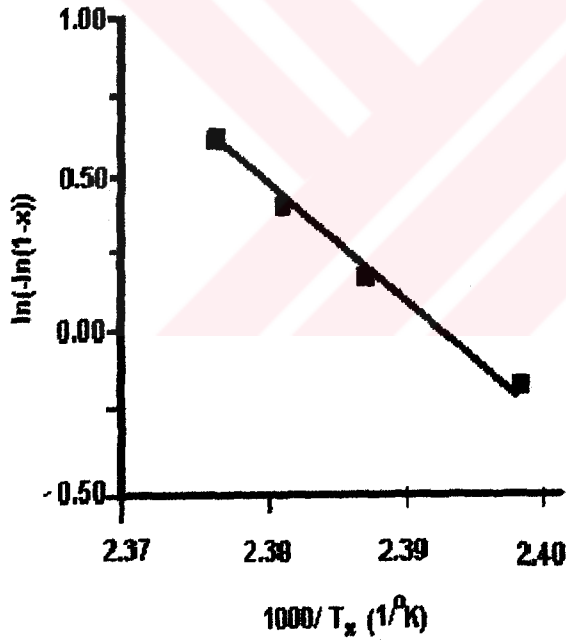
Şekil 8.3 Aktivasyon enerjisinin hesaplanmasında kullanılan x değerinin bulunması [44].



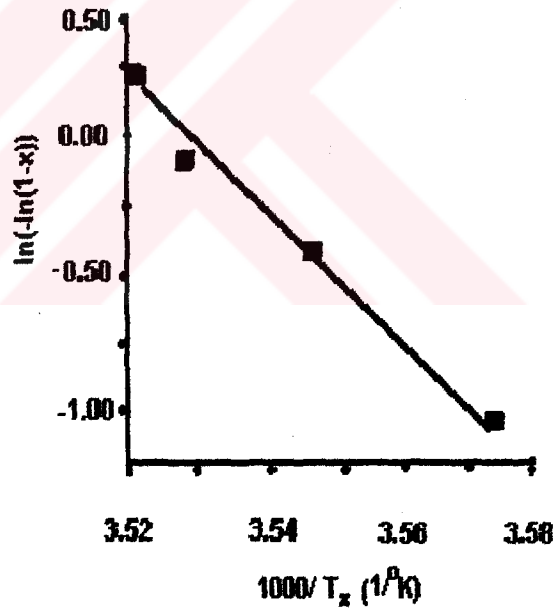
DENEY 1



DENEY 2

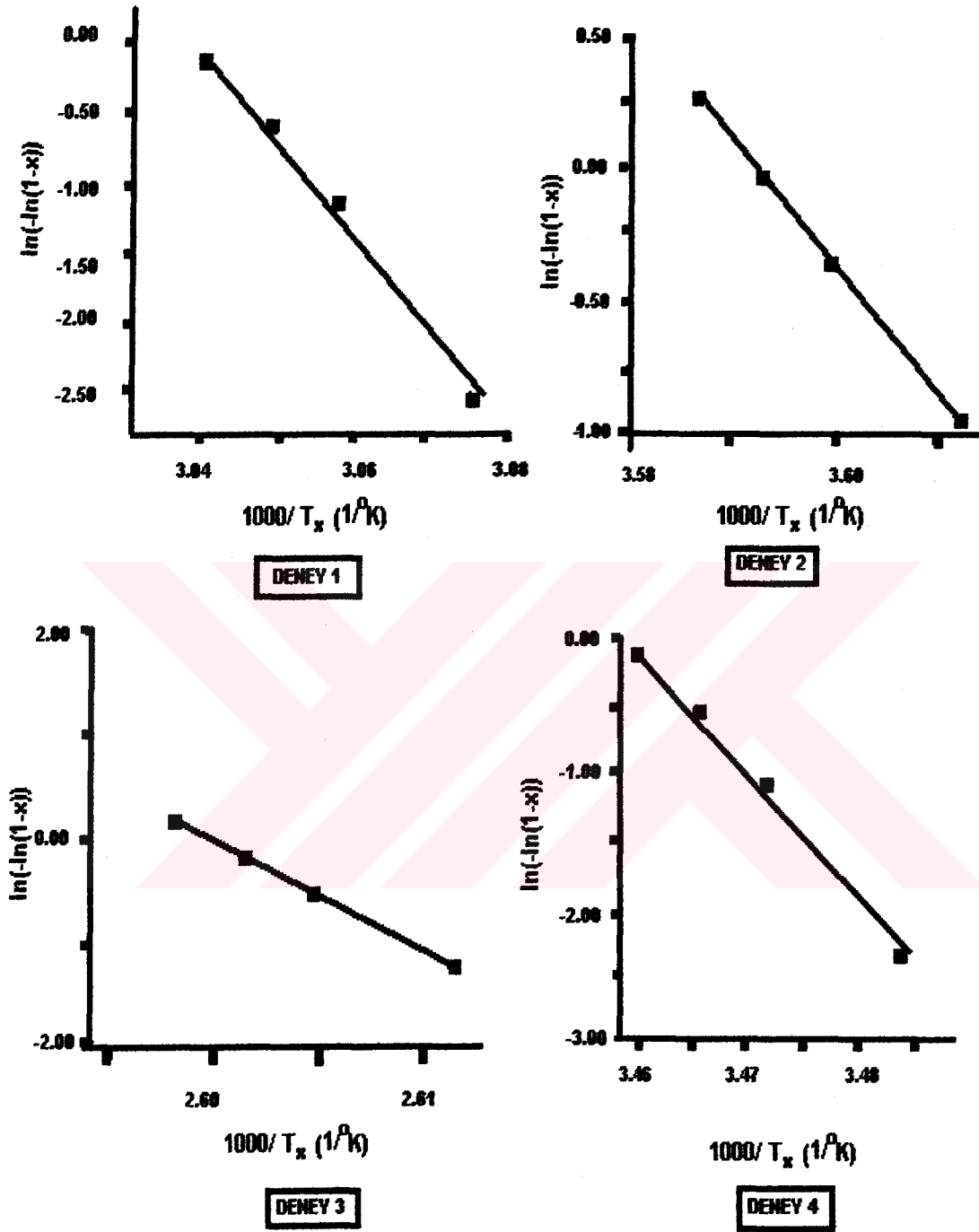


DENEY 3



DENEY 4

Şekil 8.4 Alaşım 1 için $\ln(-\ln(1-x)) - 1000/T_x$ grafikleri.



Şekil 8.5 Alaşım 2 için $\ln(-\ln(1-x)) - 1000/T_x$ grafikleri.

8.2. X-Işın Difraksiyon Ölçümleri

Cu-%13Al-%4Ni (Alaşıml1) ve Cu-%13,5Al-%4Ni (Alaşıml2) alaşımlarına uygulanan 4 farklı ısıtıl işlem etkisini araştırmak üzere hazırlanan numunelerin x ışını difraktogramları alındı.

Şekil hatırlamalı alaşımlar yüksek sıcaklıkta düzensiz bcc β -fazından düzenli bcc β' faza (DO_3 tipi) düzensiz→düzenli dönüşümü gösterir. Başlangıçta DO_3 veya B2 tipi yüksek sıcaklık fazında bulunan alaşım termal etki ile 18R veya 9R yapısındaki martensit faza dönüşür. 9R veya 18R martensit yapısı zor uygulanarak deforme edilir ve $T > A_f$ sıcaklığına kadar ısıtılırsa tekrar başlangıçtaki orijinal şekline geri döner [5].

Cu bazlı alaşımlarda β martensit yapı B2 veya DO_3 tipi kübik yapının $(110)_\beta$ düzlemi üzerine yerleşir. Alaşımı oluşturan element atomları taban düzlem içinde rasgele dağılmış iseler, martensit fazın örgü parametreleri oranı (a/b) 18R martensiti için $\sqrt{3}/2$, 9R için $\sqrt{3}$ olmalıdır. Bununla birlikte ana faz düzenli yapıda ve taban düzlemi farklı büyüklükteki atomlardan oluşmuş ise a/b oranı 18R için $\sqrt{3}/2$ den, 9R için $\sqrt{3}$ den küçük olmalıdır. a/b oranının ideal değerinden sapması martensitik fazda düzen derecesinin bir ölçüsü olarak kullanılabilir [47].

Alaşıml1 ve Alaşıml2 numuneleri ile yapılan deneyler sonrası elde edilen toplam 8 farklı x ışını difraktogramı verileri

$$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{a^2} \left[\frac{h^2}{\sin^2 \beta} \right] + \frac{k^2}{b^2} + \frac{1}{c^2} \left[\frac{l^2}{\sin^2 \beta} \right] - \frac{2hl \cos \beta}{ac \sin^2 \beta}$$

eşitliği yardımı ile numunelerin örgü parametreleri hesaplandı. Numunelerden alınan tipik x-ışını difraktogramları ve indislenmiş halleri Şekil 8.6-13 ve Tablo 8.3-10'da gösterilmiştir. Bu indisleme M18R monoklinik yapıya karşı gelmektedir [47] .

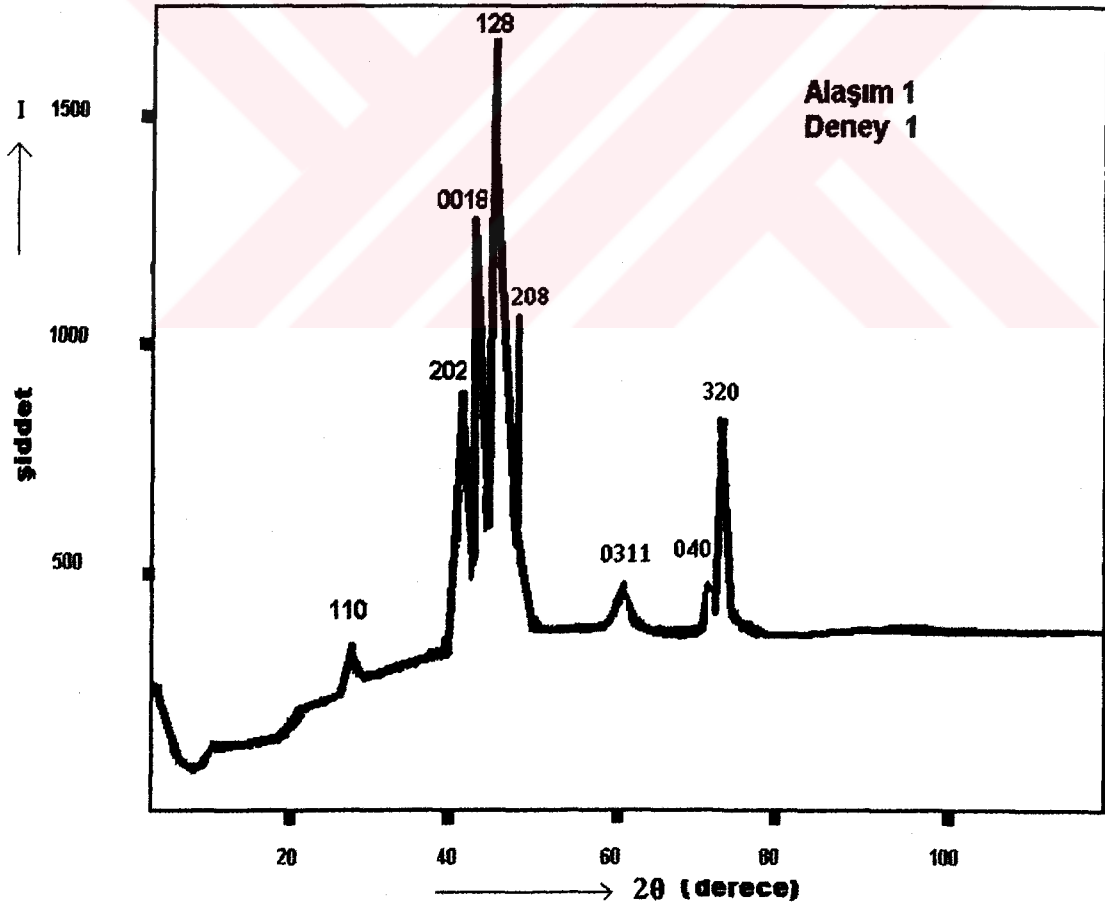
Şekil 8.6'da görüldüğü gibi Alaşıml1 numunesinin Deney1 sonucu alınan x-ışın parça difraktogramı toplam sekiz pike sahiptir. Tablo 8.3'te bu numuneye ait difraktogramdan elde edilen sayısal veriler görülmektedir. Numunenin bu veriler ışığında M18R yapıda olduğu ve örgü parametrelerinin; $\beta=89,87^\circ$, $a=4,35 \text{ Å}$, $b=5,30 \text{ Å}$ ve $c=38,14 \text{ Å}$ olduğu hesaplandı. Burada a/b oranının 0,8207 olması ve bu değerinde $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük olması nedeni ile bu alaşımlın ana fazının düzenli yapıda olduğunu göstermektedir [47].

Şekil 8.7'de Alaşıml1 numunesinin Deney2 sonucunda elde edilen difraktogramına ait dokuz tane pik görülmektedir. Tablo 8.4'te bu numuneye ait x-ışını difraktogramdan elde edilen sayısal veriler ile M18R yapıdaki numunenin örgü parametreleri; $a=4,37 \text{ Å}$, $b=5,38 \text{ Å}$, $c=38,02 \text{ Å}$ ve $\beta=88,35^\circ$ olarak hesaplandı. Burada a/b oranının 0,8123 olması ve bu değerinde $\sqrt{3}/2$

değerinden küçük olması nedeni ile bu alaşımın da ana fazının düzenli yapıda olduğu anlaşılmaktadır [47].

Tablo 8.3 Alaşım1'e ait Deney1 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları.

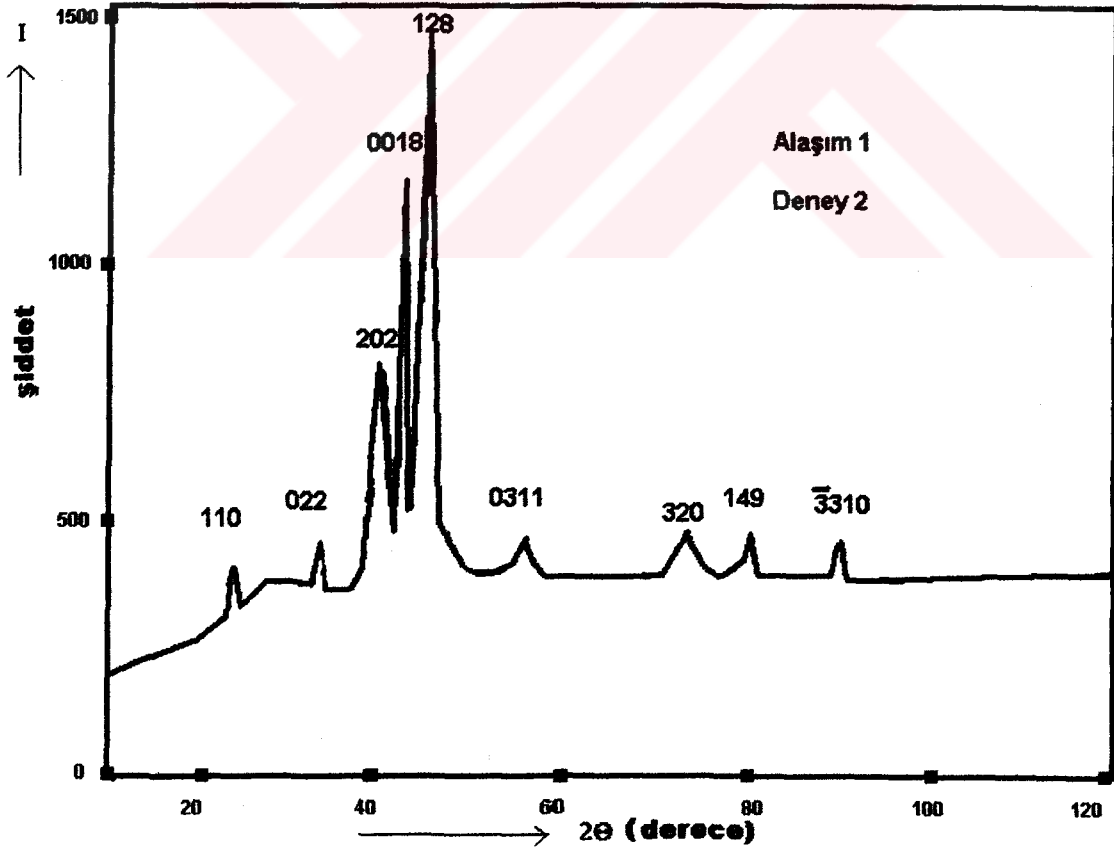
I/I_0	$2\theta^\circ$	$d \text{ (Å)}$	(hkl)	18R Yapı
9	26,52	3,35833	(110)	$a=4,35$ $b=5,30$ $c=38,14$ $\beta=89,87$
42	40,67	2,21664	(202)	
51	42,60	2,12057	(0018)	
100	45,12	2,00752	(128)	
23	47,64	1,90732	(208)	
6	59,69	1,54786	(0311)	
7	71,02	1,32617	(040)	
38	73,18	1,29213	(320)	



Şekil 8.6 Alaşım1'e ait Deney1 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 8.4 Alaşım1'e ait Deney2 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları.

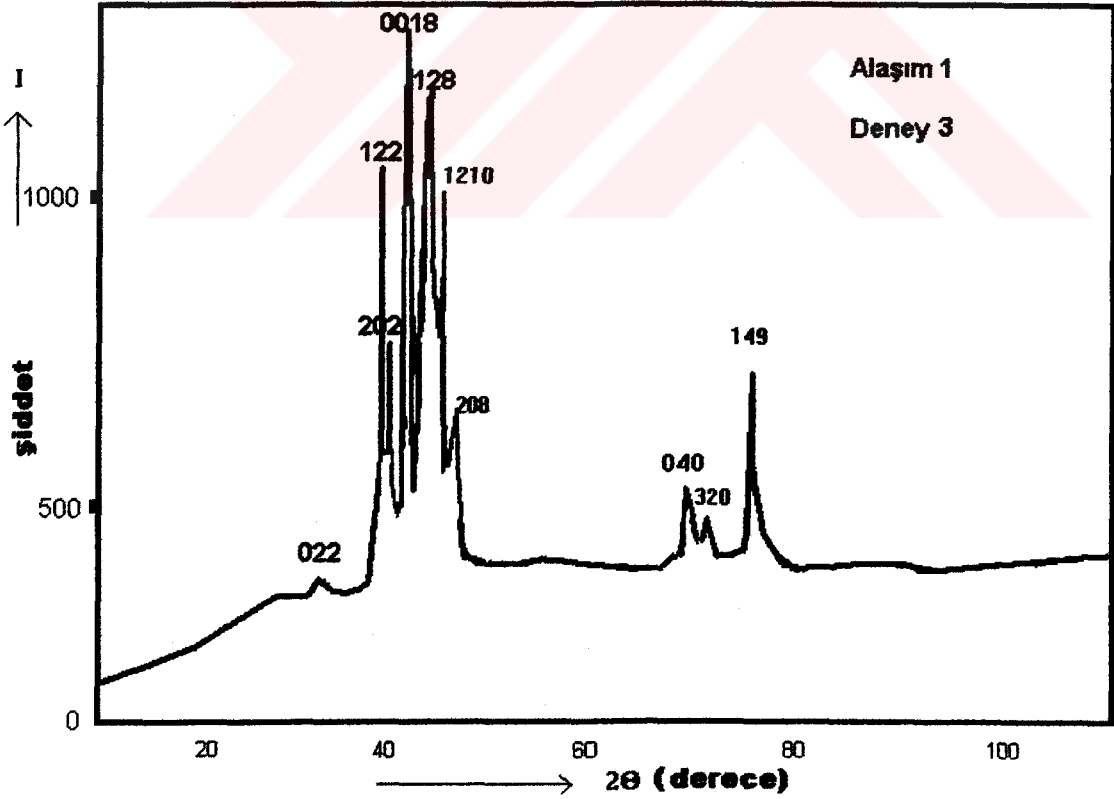
I/I_0	$2\theta^\circ$	$d \text{ (Å)}$	(hkl)	18R Yapı
7	26,20	3,39352	(110)	$a=4,37$ $b=5,38$ $c=38,02$ $\beta=88,35$
6	33,60	2,66845	(022)	
36	40,29	2,23666	(202)	
44	42,67	2,11704	(0018)	
100	45,09	2,00900	(128)	
9	55,62	1,65109	(0311)	
9	72,84	1,26738	(320)	
11	81,57	1,17917	(149)	
10	89,32	1,09589	$(\bar{3}310)$	



Şekil 8.7 Alaşım1'e ait Deney2 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 8.5 Alaşım 1'e ait Deney3 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları.

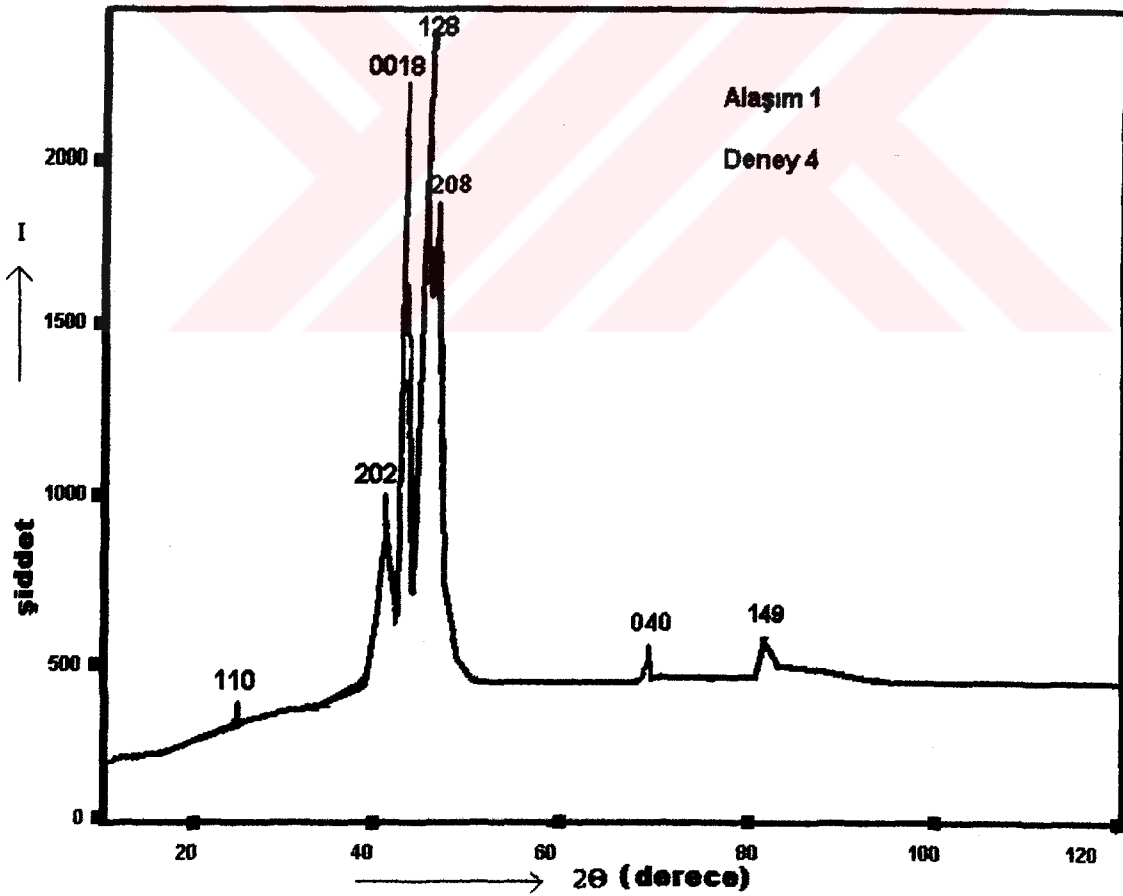
I/I_0	$2\theta^\circ$	$d \text{ (Å)}$	(hkl)	18R Yapı
7	33,92	2,64069	(022)	$a=4,42$ $b=5,33$ $c=38,25$ $\beta=87,79$
66	39,78	2,26394	(122)	
39	40,61	2,21971	(202)	
100	42,54	2,12318	(0018)	
62	44,30	2,04306	(128)	
90	44,82	2,02056	(1210)	
70	45,90	1,97549	(208)	
15	70,89	1,32823	(040)	
8	73,32	1,29014	(320)	
40	78,01	1,22389	(149)	



Şekil 8.8 Alaşım 1'e ait Deney3 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 8.6 Alaşım 1'e ait Deney4 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları.

I/I_0	$2\theta^\circ$	d (Å)	(hkl)	18R Yapı
3	26,60	3,34779	(110)	$a=4,33$ $b=5,29$ $c=38,11$ $\beta=87,18$
31	40,53	2,22404	(202)	
47	42,72	2,11450	(0018)	
100	45,17	2,00567	(128)	
4	48,82	1,86394	(208)	
3	71,24	1,32262	(040)	
5	81,63	1,17852	(149)	



Şekil 8.9 Alaşım 1'e ait Deney4 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.

Deney3 sonucunda Şekil 8.8'de Alaşım1 numunesinden elde edilen x-ışını difraktogramına ait on tane pik görülmektedir. Tablo 8.5'de bu numuneye ait difraktogramdan elde edilen sayısal verilerden M18R yapıdaki numunenin örgü parametrelerinin; $a=4,42 \text{ Å}$, $b=5,33 \text{ Å}$, $c=38,25 \text{ Å}$ ve $\beta=87,79^\circ$ olduğu hesaplandı. a/b oranının 0,8293 olması ve bu değerinde $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük olması, bu numunenin ana fazının düzenli yapıda olduğunu göstermektedir [47].

Alaşım1 numunesinin Şekil 8.9 ve Tablo 8.6'da Deney4 sonucunda elde edilen x-ışını difraktogramına ait yedi tane pik ve bu numuneye mahsus olan sayısal veriler görülmektedir. M18R yapıdaki numunenin örgü parametrelerinin; $a=4,33 \text{ Å}$, $b=5,29 \text{ Å}$, $c=38,11 \text{ Å}$ ve $\beta=87,18^\circ$ olduğu hesaplandı. Bu numunenin a/b oranı 0,8185'tir, bu değer de $\sqrt{3}/2$ değerinden küçüktür. Bu numunenin ana fazının da düzenli yapıda olduğu anlaşılmaktadır.

Alaşım1 için yapılan dört farklı ısıtma işlem sonrası hesaplanan β monoklinik açılarına, deney sırasına göre bakılacak olursa; $\beta=89,87^\circ$, $\beta=88,35^\circ$, $\beta=87,79^\circ$, $\beta=87,18^\circ$ değerlerinden, ani soğutma işlemine tabii tutulan numunelerin β açıları kademeli soğutma işlemi uygulanan numunelere göre daha büyük çıkmıştır. Ayrıca üst sıcaklık noktalarının farklı oluşu da β değerlerinin farklı olmasını sağladığı açıktır. Çünkü 920°C 'den soğutma işlemine tabii tutulan numunelerin 865°C 'den soğutma işlemine tabii tutulan numunelere oranla daha büyük β değerlerine sahip olduğu görülmektedir (β değerinin küçülmesi atomik düzensizliğe yol açar [49]).

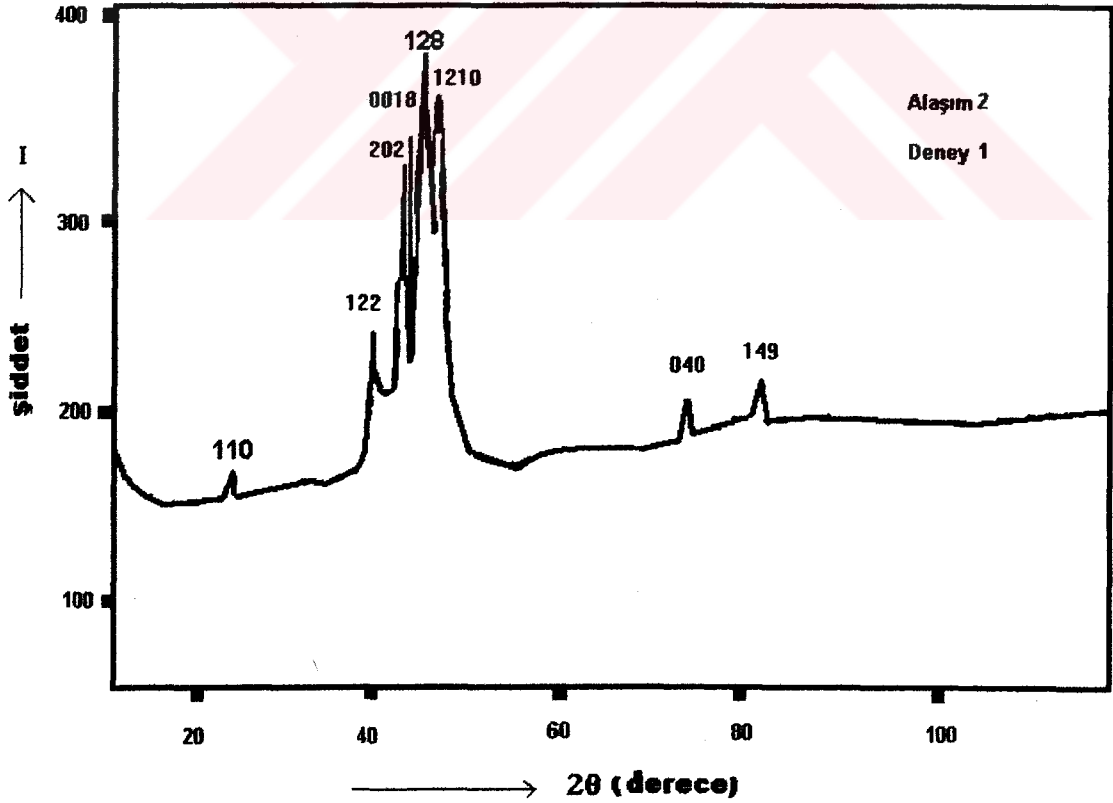
Alaşım1 için yapılan dört farklı ısıtma işlem sonucu elde edilen numunelerin x-ışın parça difraktogramlarından sağlanan d değerlerinden ve Tablo 8.11'den görüldüğü gibi; hesaplanan Δd değerleri 0'dan farklıdır. Buda martensit faza dönüşen ana faz yapısının düzenli olduğunu gösterir. Çünkü örgü mesafe farklarını gösteren Δd , farklı düzen derecesini gösterir. $\Delta d=0$ ise yapı düzensiz, $\Delta d \neq 0$ ise yapı düzenlidir [48].

Şekil 8.10 ve Tablo 8.7'de Alaşım2 numunesinin Deney1 sonucunda elde edilen x-ışını parça difraktogramlarından elde edilen veriler ışığında, M18R yapıdaki numunenin örgü parametrelerinin $a=4,33 \text{ Å}$, $b=5,16 \text{ Å}$, $c=38,96 \text{ Å}$, $\beta=89,99^\circ$ olduğu hesaplandı. Görüldüğü gibi a/b oranı 0,8391'dir. Bu değer $\sqrt{3}/2$ den küçük olması düzenliliğin bir ölçüsü olup numunenin ana fazının düzenli yapıda olduğunu belirtmektedir [47].

Alaşım2 numunesinin Deney2 sonucunda elde edilen x-ışını parça difraktogramından Şekil 8.11 ve Tablo 8.8'den M18R yapıdaki numunenin örgü parametrelerinin; $a=4,42 \text{ Å}$, $b=5,33 \text{ Å}$, $c=38,07 \text{ Å}$, $\beta=87,55^\circ$ olduğu hesaplandı. Bu veriler ışığında a/b oranı 0,8355 değerinin $\sqrt{3}/2$ den küçük çıkması bu numunenin ana fazının düzenli olduğunu göstermektedir.

Tablo 8.7 Alaşım2'ye ait Deney1 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları.

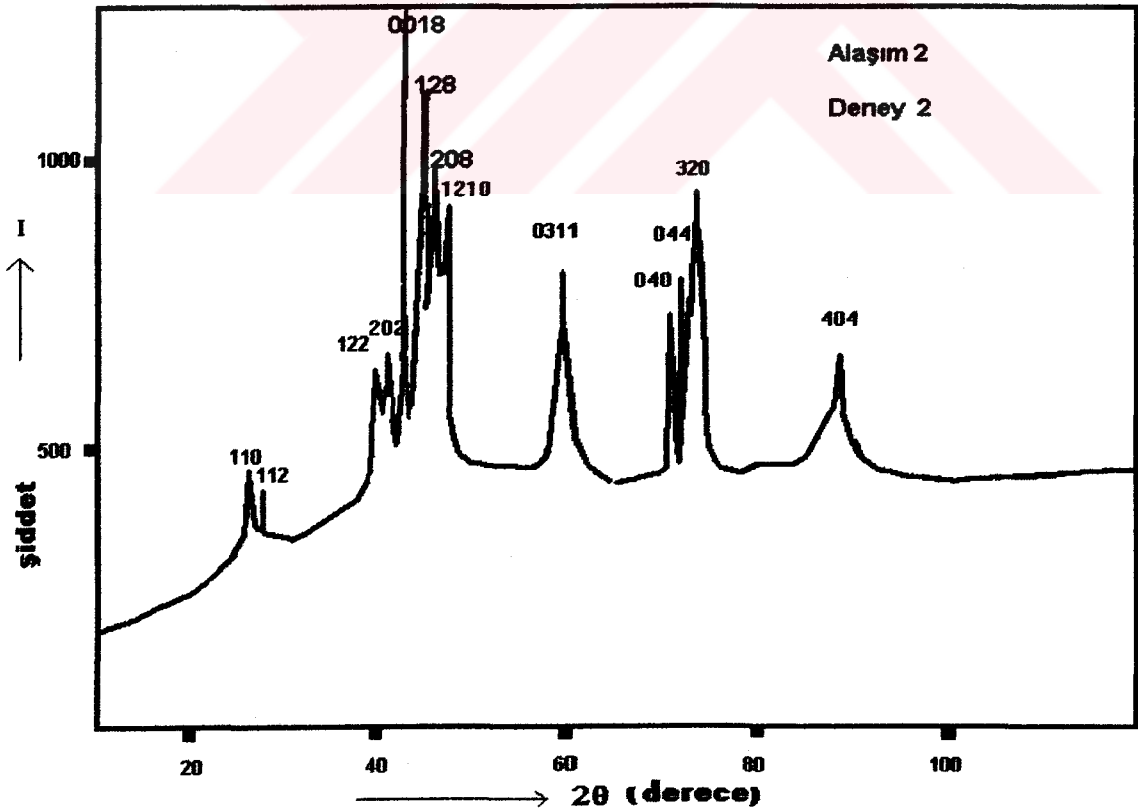
I/I_0	$2\theta^\circ$	$d \text{ (Å)}$	(hkl)	18R Yapı
5	26,92	3,30933	(110)	$a=4,33$ $b=5,16$ $c=38,96$ $\beta=89,99$
26	39,60	2,27403	(122)	
45	41,69	2,16002	(202)	
53	41,93	2,15260	(0018)	
100	44,66	2,02714	(128)	
55	47,13	1,92660	(1210)	
13	72,75	1,29884	(040)	
12	79,17	1,20884	(149)	



Şekil 8.10 Alaşım2'ye ait Deney1 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 8.8 Alaşım2'ye ait Deney2 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları.

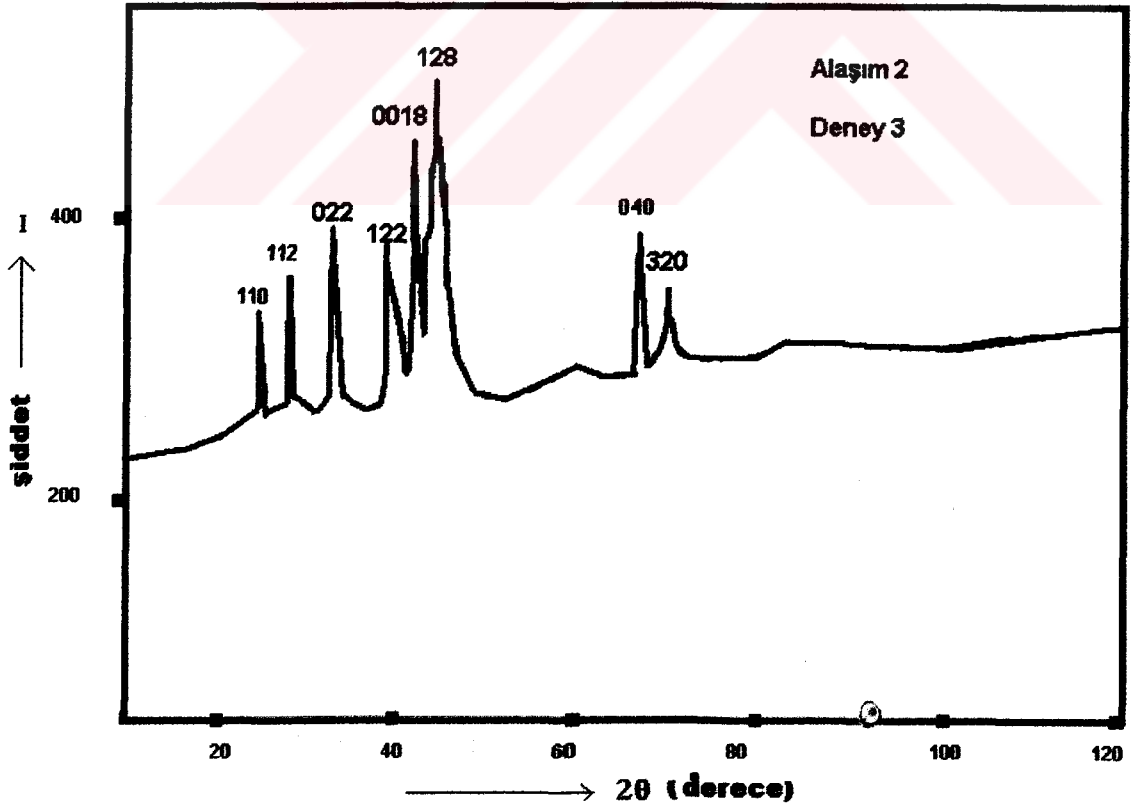
I/I_0	$2\theta^\circ$	d (Å)	(hkl)	18R Yapı
18	26,18	3,40202	(110)	$a=4,42$ $b=5,33$ $c=38,07$ $\beta=87,55$
11	26,88	3,31416	(112)	
29	39,66	2,27073	(122)	
18	40,20	2,24146	(202)	
100	42,76	2,11321	(0018)	
56	44,42	2,03782	(128)	
65	45,88	1,97631	(208)	
26	46,62	1,94665	(1210)	
11	58,22	1,58339	(0311)	
7	70,96	1,32715	(040)	
11	71,44	1,31940	(044)	
61	73,20	1,29196	(320)	
9	89,64	1,09281	(404)	



Şekil 8.11 Alaşım2'ye ait Deney2 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 8.9 Alaşım2'ye ait Deney3 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları.

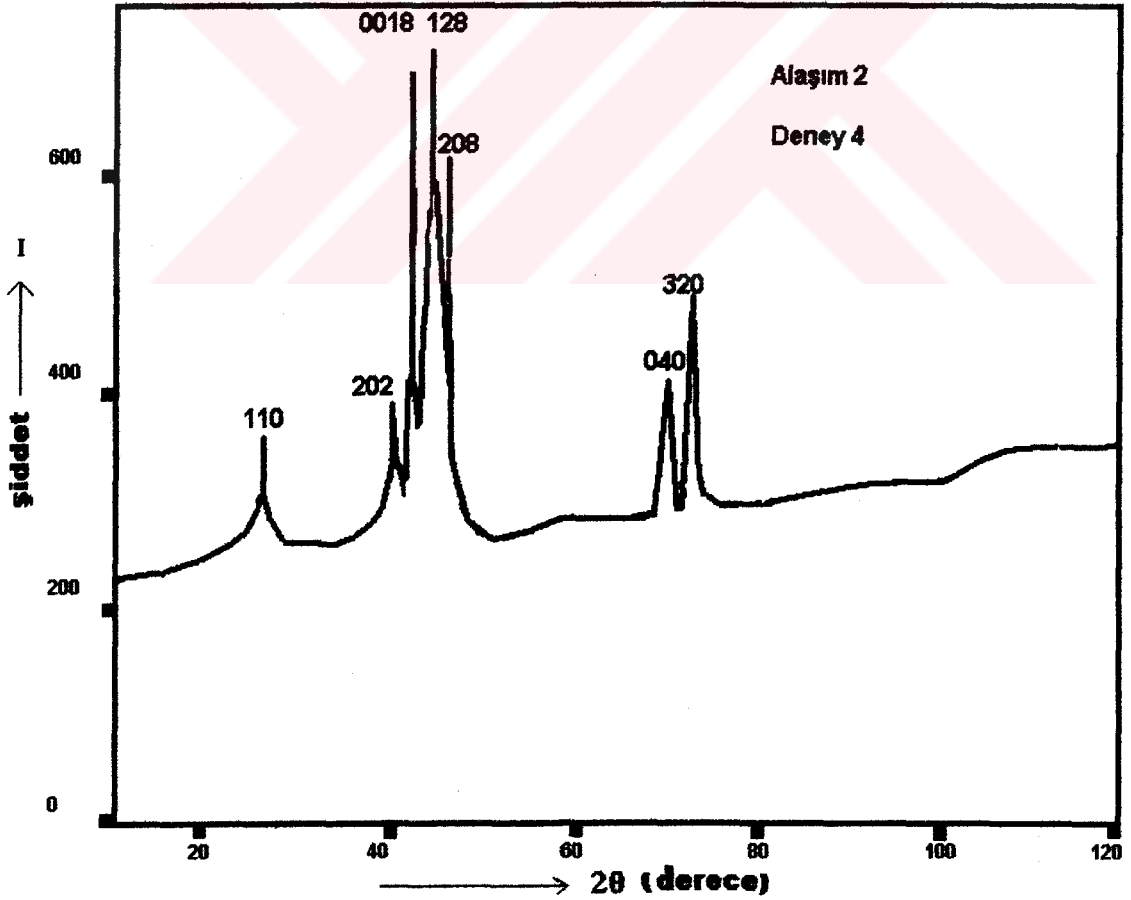
I/I_0	$2\theta^\circ$	$d \text{ (Å)}$	(hkl)	18R Yapı
19	25,85	3,44383	(110)	$a=4,43$ $b=5,46$ $c=38,04$ $\beta=87,67$
21	28,65	3,11331	(112)	
18	33,12	2,70262	(022)	
49	39,66	2,27100	(122)	
60	42,82	2,11018	(0018)	
100	44,54	2,03261	(128)	
25	70,09	1,34147	(040)	
18	72,79	1,29822	(320)	



Şekil 8.12 Alaşım2'ye ait Deney3 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 8.10 Alaşım2'ye ait Deney4 için x-ışını parça difraktogramı sonuçları.

I/I_0	$2\theta^\circ$	$d \text{ (\AA)}$	(hkl)	18R Yapı
14	25,87	3,44121	(110)	$a=4,46$ $b=5,38$ $c=38,54$ $\beta=83,19$
18	39,90	2,25762	(202)	
51	42,48	2,12628	(0018)	
100	44,73	2,02420	(128)	
39	47,56	1,92540	(208)	
7	69,90	1,34465	(040)	
27	73,02	1,29470	(320)	



Şekil 8.13 Alaşım2'ye ait Deney4 sonucu elde edilen x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 8.9 ve Şekil 8.12’de Alaşım2 numunesinin Deney3 sonucunda edilen x-ışını parça difraktogramından elde edilen veriler ışığında, numunenin M18R yapıda olduğu ve örgü parametrelerinin $a=4,43 \text{ Å}$, $b=5,46 \text{ Å}$, $c=38,04 \text{ Å}$, $\beta=87,67^\circ$ olduğu hesaplandı. Numunenin ana fazı a/b oranı 0,8113 olması nedeni ile düzenlidir. Çünkü bu değer $\sqrt{3}/2$ den küçüktür [47].

Alaşım2 numunesinin Deney4 sonucunda elde edilen x-ışını parça difraktogramından Şekil 8.13 ve Tablo 8.10’dan numunenin M18R yapıda olduğu ve örgü parametrelerinin $a=4,46 \text{ Å}$, $b=5,38 \text{ Å}$, $c=38,54 \text{ Å}$, $\beta=83,19^\circ$ olduğu hesaplandı. Buradan görüldüğü gibi, $a/b=0,8289$ bu değer $\sqrt{3}/2$ den küçük olması sebebi ile numune ana fazda düzenli yapıya sahiptir [47].

Alaşım2 için yapılan dört farklı ısıtma işlem sonucu elde edilen numunelerin x-ışın parça difraktogramlarından sağlanan d değerlerinden ve Şekil 8.12’den görüldüğü gibi, hesaplanacak Δd değerleri 0 dan farklıdır. Bu da martensit faza dönüşen ana faz yapısının düzenli olduğunu gösterir [48].

Yapılan dört farklı ısıtma işlem sonrası Alaşım2 için hesaplanan β monoklinik açıları deney sırasına göre, $\beta=89,99^\circ$, $\beta=87,55^\circ$, $\beta=87,67^\circ$, $\beta=83,19^\circ$ dir. Deney1 ve Deney3 numunelerinin hesaplanan β değerlerinden ani soğutma işlemine tabii tutulan numunelerin, Deney2 ve Deney4’te kademeli soğutma işlemi uygulanan numunelere göre daha büyük olması, farklı soğutma hızlarının numunelerin atomik düzenlerinde farklı etkilerinin olduğunu göstermektedir [49]. Isıtma işlem uygulamalarında farklı üst sıcaklık noktalarına kadar ısıtılan numunelerin β değerlerinin farklı olduğu da görülmektedir. Isıtma işlem uygulamasında üst sıcaklık değeri 920°C olan Deney1 ve Deney3’ün β değerlerinin, üst sıcaklık değeri 865°C olan Deney2 ve Deney4 numunelerine oranla daha büyük değerlere sahip olduğu görülmektedir.

Termal uygulamaların numuneler üzerindeki etkilerini daha iyi anlamak için martensit fazdaki bazı difraksiyon piklerinin incelenmesi oldukça önemlidir. Düzensiz durumda 18R için $n=4$ ve 9R için $n=1$ olmak üzere indisleri

$$h_1^2 - h_2^2 / 3 = k_2^2 - k_1^2 / n$$

eşitliğini sağlamak şartı ile (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) düzlemlerin örgü mesafeleri birbirine eşit olacaktır [47]. Bu şartlarda (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) düzlemlerinden elde edilen difraksiyon çizgileri üst üste biner. Fakat içinde martensit fazın oluşturduğu ana faz düzenli yapıda ise, a/b oranı 18R için $\sqrt{3}/2$ den küçüktür. Bundan dolayı (h_1k_1l) düzleminin örgü mesafesi (h_2k_2l) ‘nin mesafesine eşit olmayacak ve bu indisli düzlemlere karşı gelen difraksiyon çizgileri ayrılacaktır. 18R yapısı için yukarıdaki eşitliği sağlayan difraksiyon pik çiftleri $(1\ 2\ \bar{2})$ ile $(2\ 0\ 2)$, $(1\ 2\ \bar{8})$ ile $(2\ 0\ 8)$, $(1\ 2\ 10)$ ile $(2\ 0\ \bar{10})$ ve $(0\ 4\ 0)$ ile $(3\ 2\ 0)$ şeklinde yazılabilir. Belirtilen bu piklerin yarılmaması martensit faza dönüşen ana faz yapısının düzenli olduğunun bir delilidir. Bu düzlem çiftlerinin örgü mesafelerinin farklarını gösteren Δd ’nin sıfırdan farklı olması durumunda bir anlam ifade

eder ve düzen derecesinin bir ölçüsü olarak kullanılabilir [47,48,50]. Tablo 8.11 ve 12’de x-ışını piklerinden hesaplanan Δd düzlemler arası uzaklık farkları görülmektedir.

Alaşım1 ve Alaşım2 için Tablo 8.13’de β ve Tablo 8.14’de a, b, c, değerleri topluca görülmektedir.

Tablo 8.11 Alaşım1 için x-ışını difraktogramlarından hesaplanan Δd değerleri

	Δd (Å) (1 2 $\bar{2}$)-(2 0 2)	Δd (Å) (1 2 $\bar{8}$)-(2 0 8)	Δd (Å) (1 2 10)-(2 0 $\bar{10}$)	Δd (Å) (0 4 0)-(3 2 0)
Deney1	0,0336	0,0683	0,0164	0,0530
Deney2	0,0115	0,0112	0,0303	0,0645
Deney3	0,0230	0,0857	0,0778	0,0567
Deney4	0,0762	0,0675	0,0613	0,0438

Tablo 8.12 Alaşım2 için x-ışını difraktogramlarından hesaplanan Δd değerleri

	Δd (Å) (1 2 $\bar{2}$)-(2 0 2)	Δd (Å) (1 2 $\bar{8}$)-(2 0 8)	Δd (Å) (1 2 10)-(2 0 $\bar{10}$)	Δd (Å) (0 4 0)-(3 2 0)
Deney1	0,0505	0,0390	0,0344	0,0304
Deney2	0,0770	0,0690	0,0627	0,0441
Deney3	0,1124	0,0943	0,0843	0,0670
Deney4	0,0958	0,0998	0,0943	0,0509

Tablo 8.13 Alaşım1 ve Alaşım2 için yapılan tüm deneylerden elde edilen x-ışını difraktogramlarından hesaplanan β parametre değerleri.

	Deney1 β değerleri	Deney2 β değerleri	Deney3 β değerleri	Deney4 β değerleri
Alaşım1	89,87°	88,35°	87,79°	87,18°
Alaşım2	89,99°	87,55°	87,67°	83,19°

Tablo 8.14 Alaşım1 ve Alaşım2 için yapılan tüm deneylerden elde edilen x-ışın difraktogramlarından hesaplanan a,b,c parametre değerleri

	Deney1 (Å)			Deney2 (Å)			Deney3 (Å)			Deney4 (Å)		
	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
Alaşım 1	4,35	5,30	38,14	4,37	5,38	38,02	4,42	5,33	38,25	4,33	5,29	38,11
Alaşım 2	4,33	5,16	38,96	4,42	5,33	38,07	4,43	5,46	38,04	4,46	5,38	38,54

8.3. Optik Mikroskop Gözlemleri

Numuneler önce polyestere gömüldü, parlatma işlemini yaptıktan sonra numune yüzeyleri saf alkol ile organik ve inorganik maddelerden arındırıldıktan sonra dağlandı ve metalografik gözlemler için hazır hale getirildi. Optik mikroskopta yapılan gözlemler sonucu numunelerin hepsinde martensit yapılar, tane yapıları, tane büyüklük ve sınırları, çökelti oluşumları gibi morfolojik özelliklerinde incelemeler yapıldı.

8.3.1. Alaşım1 Üzerindeki Metalografik Gözlemler

Alaşım1'e ait ısıtma işlem görmemiş numunenin farklı büyütme ölçeklerindeki fotoğrafları Şekil 8.14'de görülmektedir.

Şekil 8.14'de ham durumda Alaşım1 üzerinde çökelti fazları martensit plakalar gözlemlendi. a) da sağ üst kısımda farklı yönelimler ve v tipi morfolojiler görülmektedir. Ayrıca koyu renkli bölgelerin dağlamadan daha fazla etkilendiği de görülmektedir, c) de dönüşmemiş faz halinde bölgelerin de olduğu açıkça görülmektedir. b) de yönelim farkı görülüyor, orta kısmın sol üst tarafında iğne martensitlerde gözlenmektedir.

Alaşım1'e Deney1 de belirtilen ısıtma işlemin uygulanması sonucu elde edilmiş numunenin optik mikrografları Şekil 8.15'de farklı büyütme ölçekleri olarak görülmektedir. a) da yönelim farkları olduğu görülmektedir. Sağ kısımda birbiriyle uyumlu plakalar gözlenmektedir. b) de sol tarafta subgrain ve iğne yapılı ince plakalar c) de mızrak türü plakalar görülmektedir. Ayrıca az miktarda çökelti oluşumu da her üç fotoğrafta görmek mümkündür.

Ani soğutma yapılan numunelerde birbiri ile uyumlu olan bazı martensit plaka grupları (self- accommodating martensite plate groups) ortaya çıkabilir [5].



a)

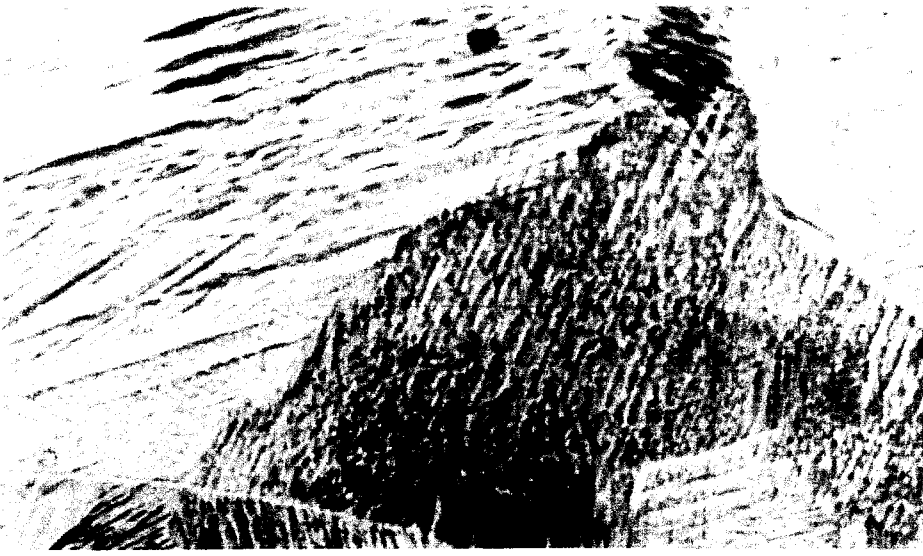


b)

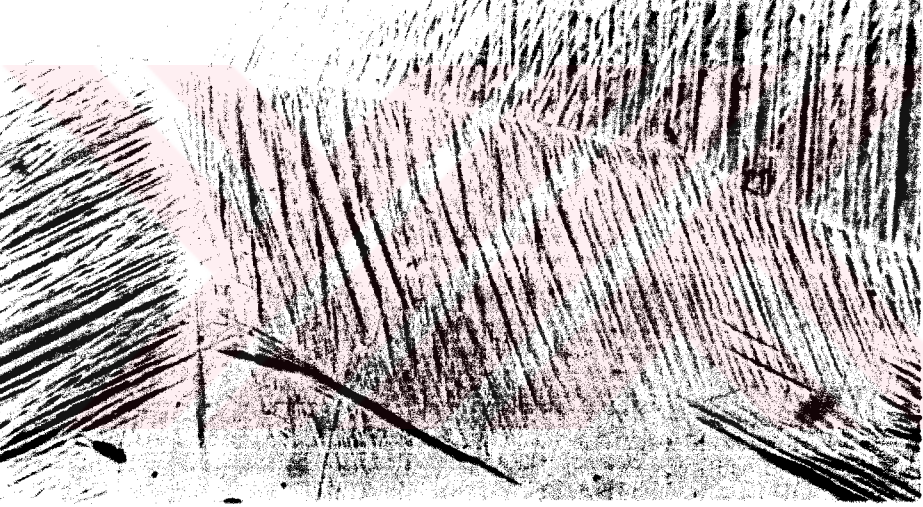


c)

Şekil 8.14 Alaşım1'e ait Isıl işlem görmemiş numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.



a)

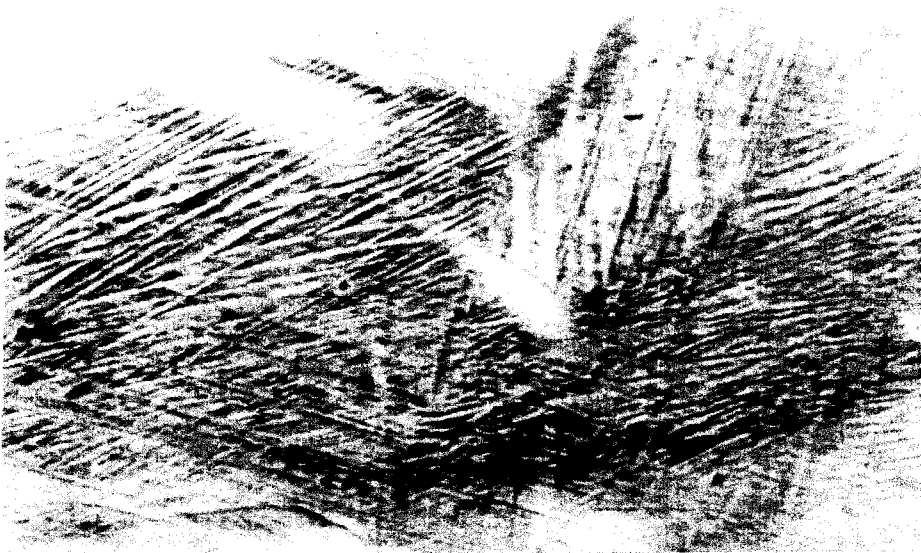


b)

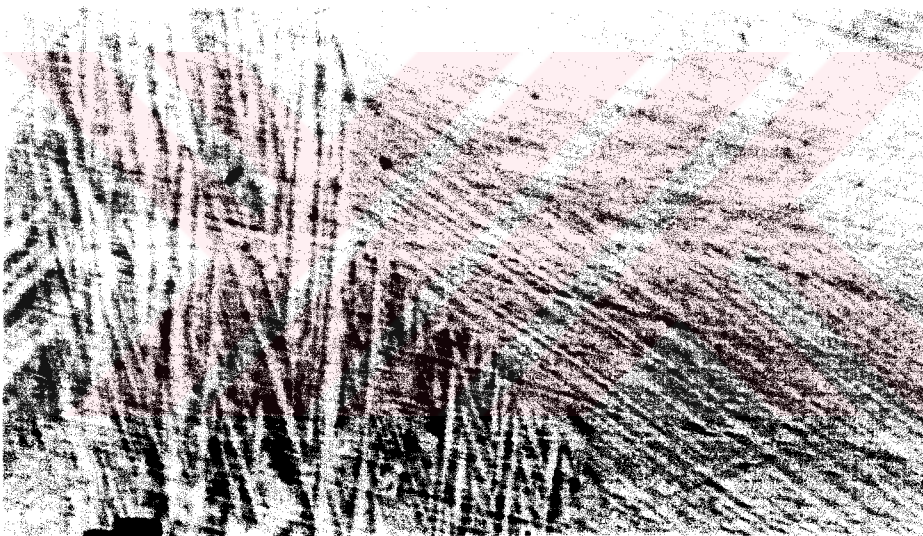


c)

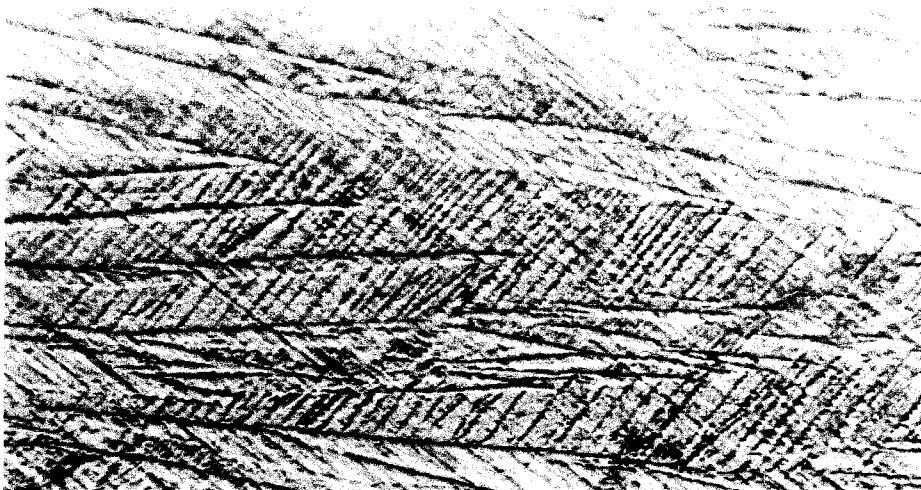
Şekil 8.15 Alaşım1'e ait Deney1 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.



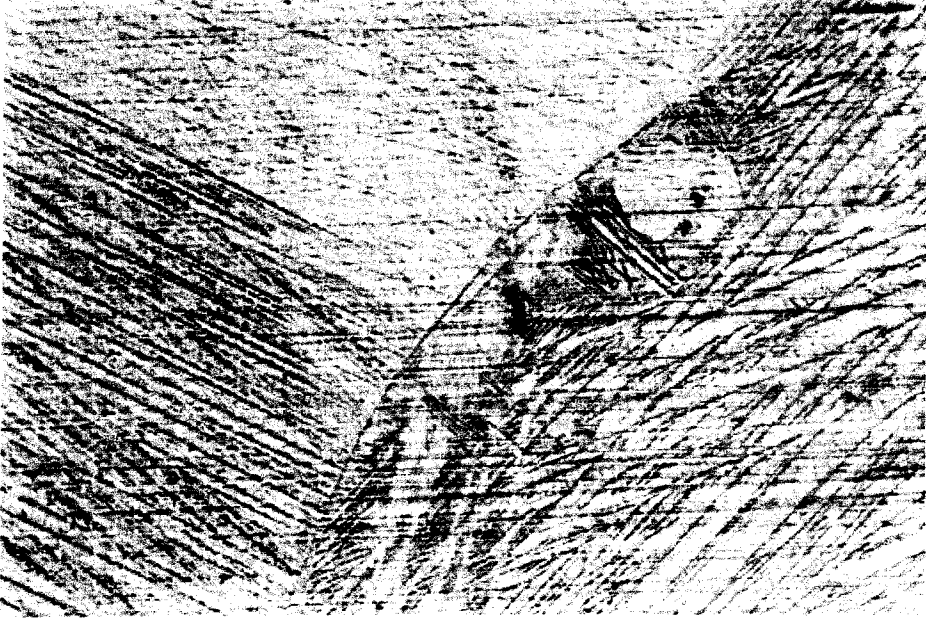
a)



b)



c)



d)

Şekil 8.16 Alaşım1'e ait Deney2 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x100, b) x100, c) x400, d) x100.

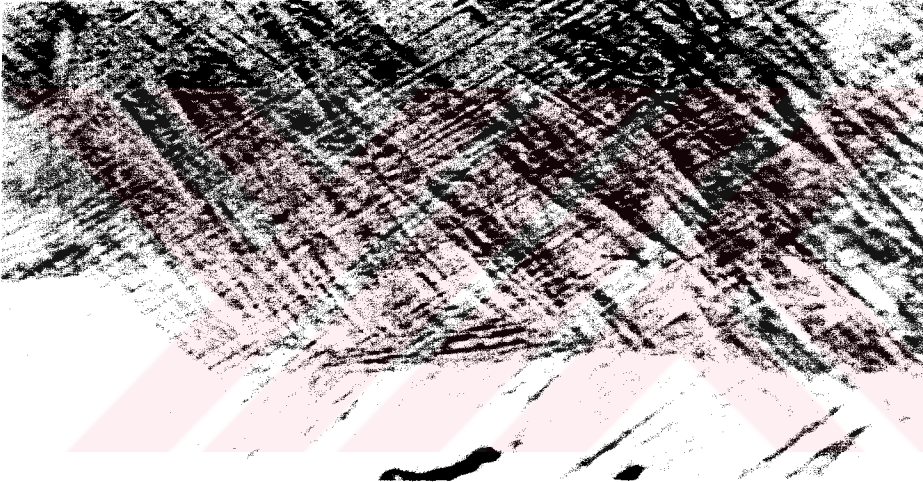
Şekil 8.16'da Deney2 uygulaması sonucu kademeli olarak soğutulan numuneye ait farklı bölgelerden ve farklı büyütme ile çekilen yüzey fotoğrafları görülmektedir. Burada c) de mızrak türü plakalar görülmektedir. a) da v tipte morfolojiler ve birbiri ile uyumlu plakalar dikkati çekmektedir. Ayrıca bazı bölgelerin dağlanmadan daha fazla etkilenmiş olduğu da görülmektedir. b) de v tipi morfolojiler ve birbiri ile uyumlu plakalar görülmektedir. Ayrıca Şekil 8.16 d) de iki grain ve yönelim farkı olan plakalar mızrak tipi morfolojiler görülmektedir.

Alaşım1'e ait Deney3 sonucunda yapılan ani soğutma işlemi sonrası oluşan morfolojiler Şekil 8.17'de görülmektedir. Burada a) da birbiri ile uyumlu yapılar görülmektedir. Ayrıca mızrak tipte plaka ve yönelim farklılıkları da gözlenmektedir ayrıca orta bölgenin dağlanmadan daha az etkilendiği de görülmektedir. b) de dört grain görülmekte ve mızrak türü plakalar dikkat çekmektedir. c) de martensit plakaların daha büyütülmüş hali görülmektedir.

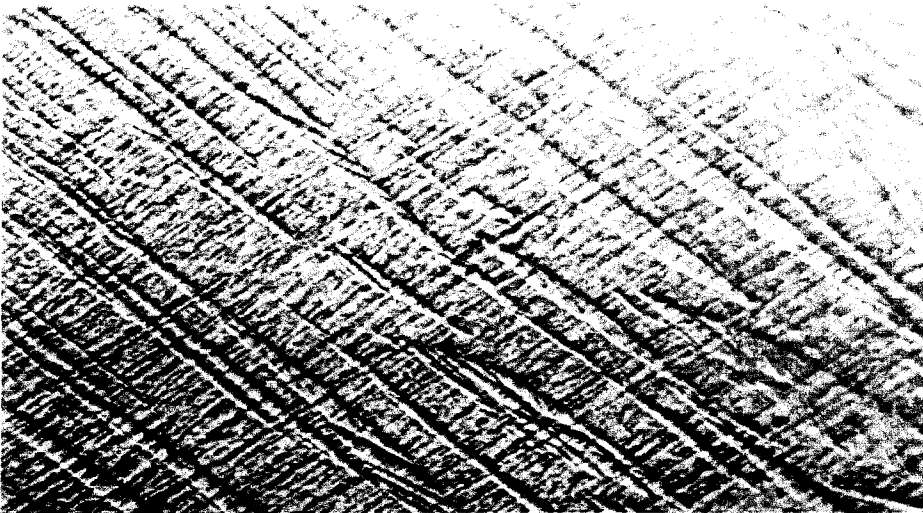
Alaşım1'e ait için Deney4'te yapılan kademeli soğutma sonucunda elde edilen optik mikrograflar Şekil 8.18'de görülmektedir. a) da sol orta kısımda birbiriyle uyumlu plakalar ve orta kısımda yönelim farklılığı gösteren plakalar görülmektedir. Ayrıca üst kısımda v tipte martensit plakalar dikkati çekmektedir. b) de v şeklinde plakalar, sağda tane sınırına dik martensitler görülmektedir. c) de yine farklı bir büyütme altında alt kısmındaki bölgede mızrak türü üst kısımda ise v ve mızrak türü martensit yapılar gözlenmektedir.



a)

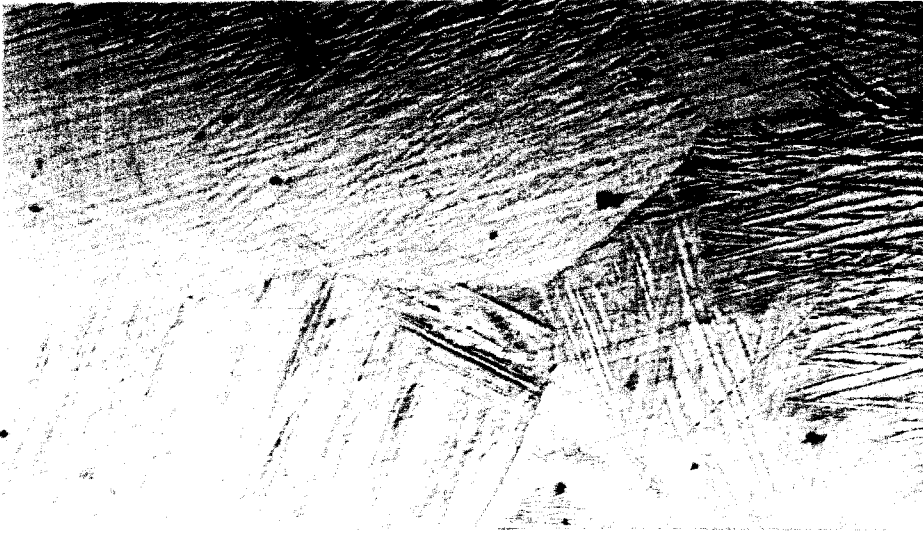


b)

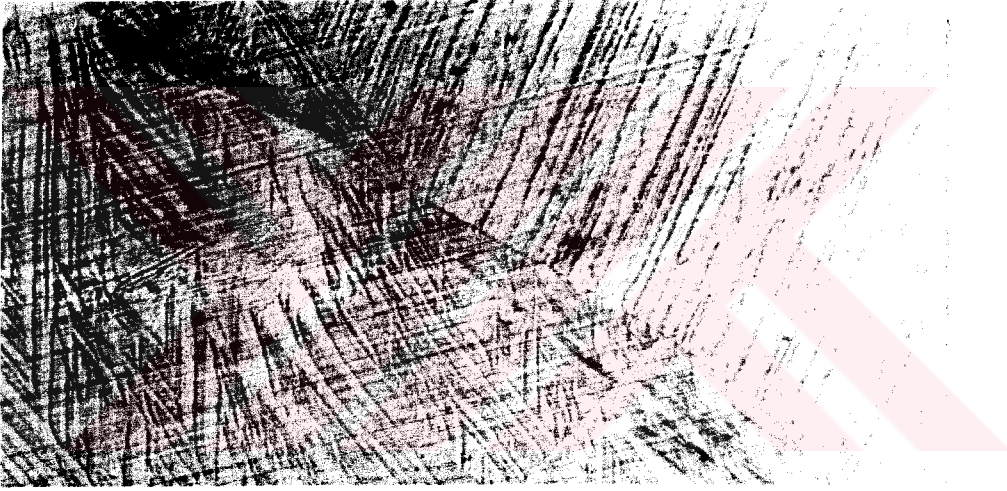


c)

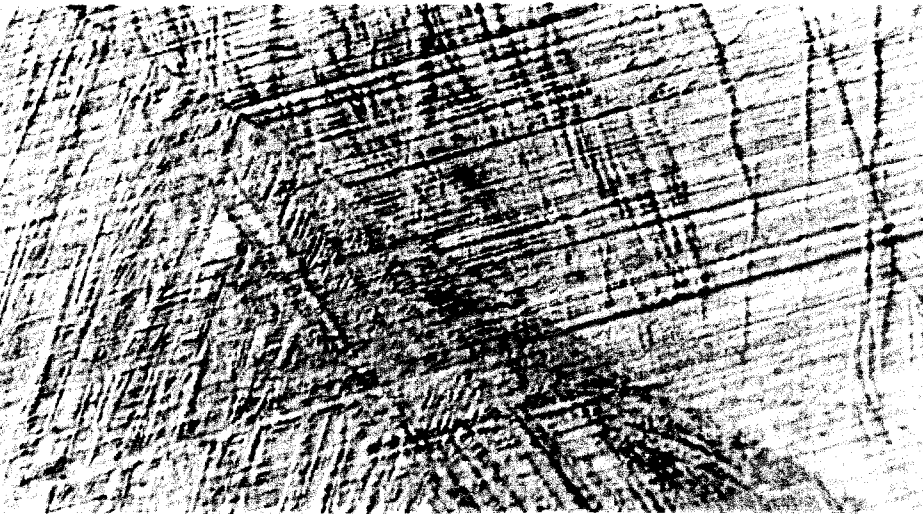
Şekil 8.17 Alaşım1'e ait Deney3 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.



a)



b)

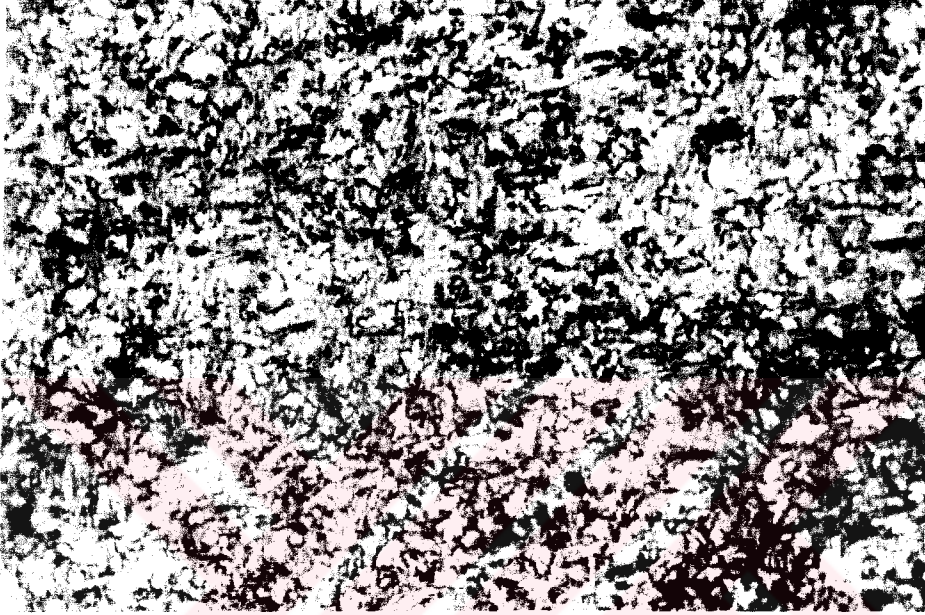


c)

Şekil 8.18 Alaşım1'e ait Deney4 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.

8.3.2. Alaşım2 üzerinde Yapılan Metalografik Gözlemler

şekil 8.19’da Alaşım2 üzerinde herhangi bir ısıl işlem yapılmamış halde iken farklı büyütmeler ve farklı bölgelerden alınan optik mikrograflar görülmektedir. Özellikle açık renkli kısımlarda α çökeltileri mevcuttur. Burada koyu renkle görülen bölgeler dağlanmadan daha çok etkilenmiş bölgelerdir.

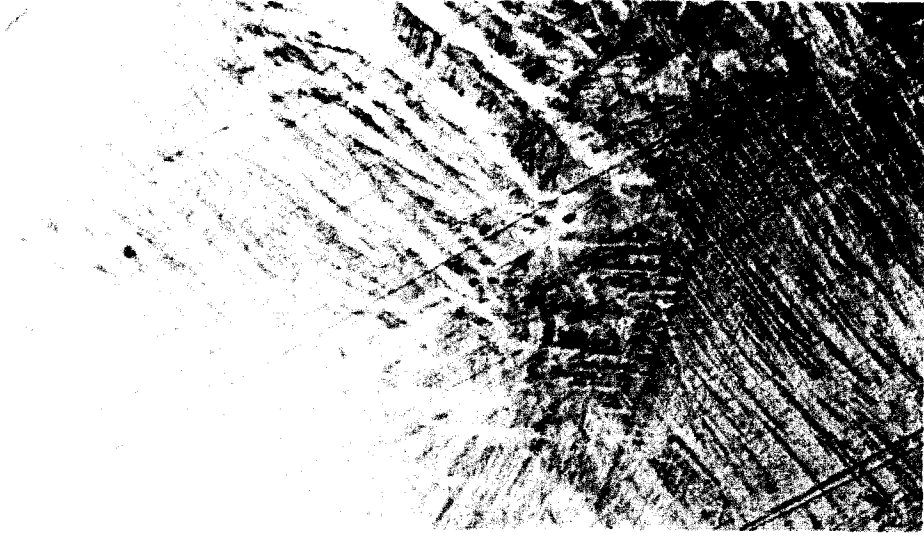


a)



b)

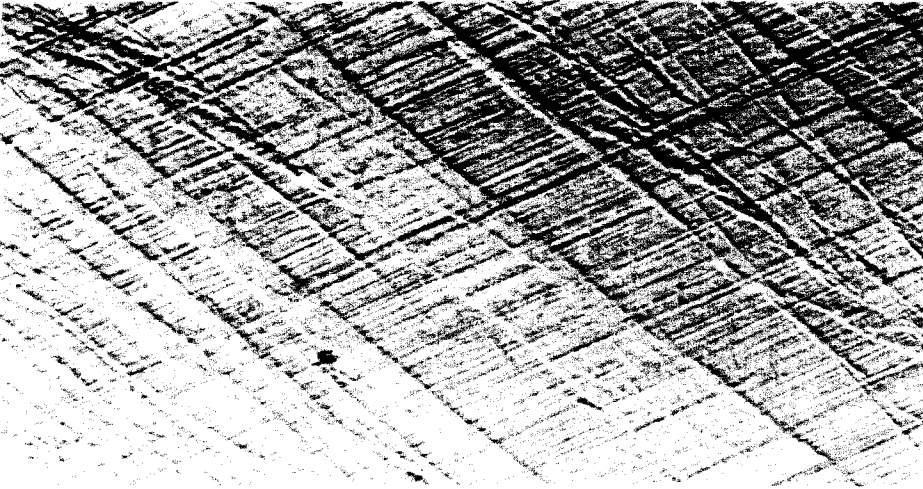
şekil 8.19 Alaşım2’ye ait ısıl işlem grmemiş numune fotoğrafları a) x100, b) x400.



a)

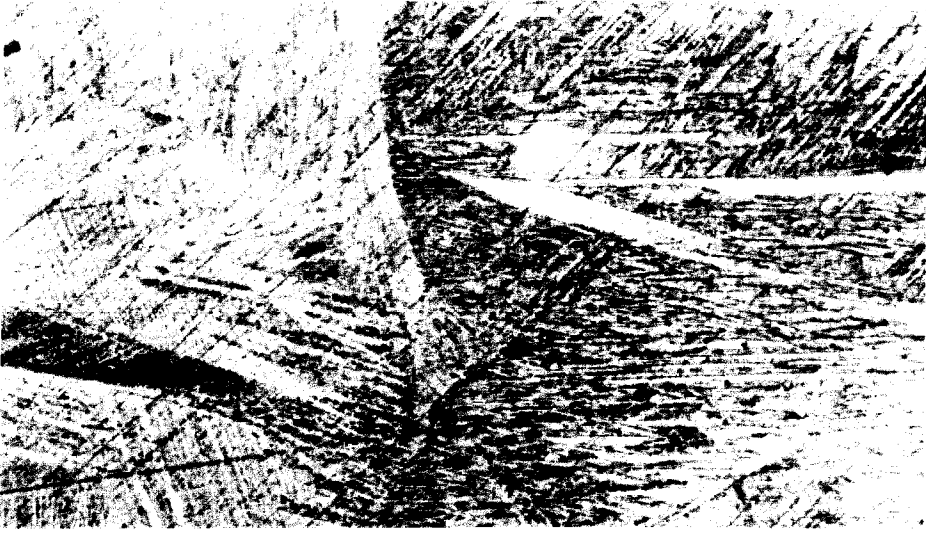


b)

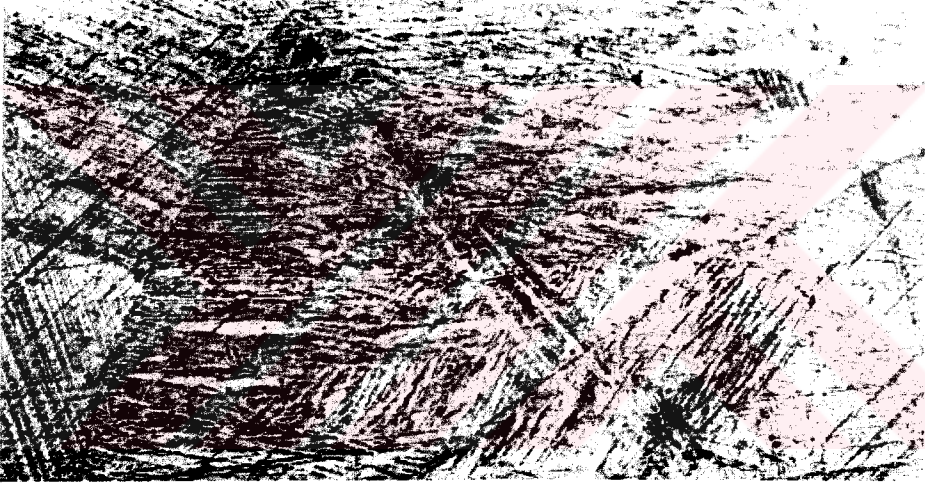


c)

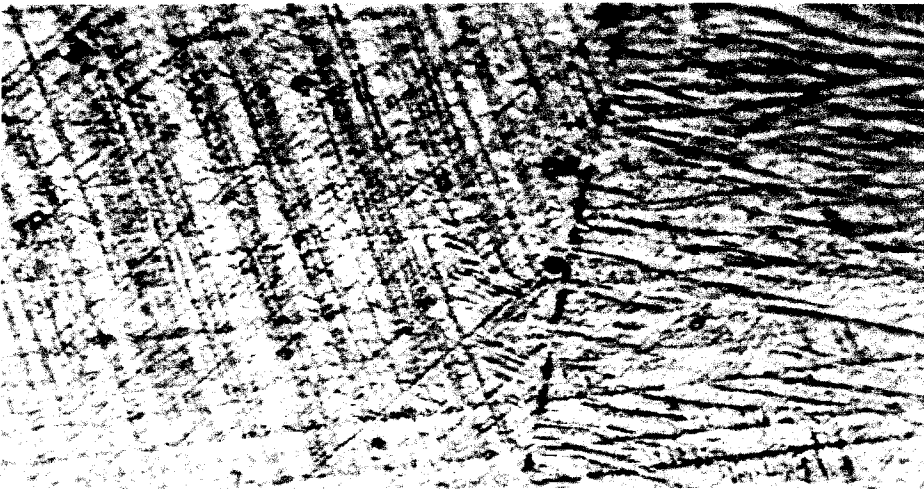
Şekil 8.20 Alaşım2'ye ait Deney1 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.



a)



b)



c)

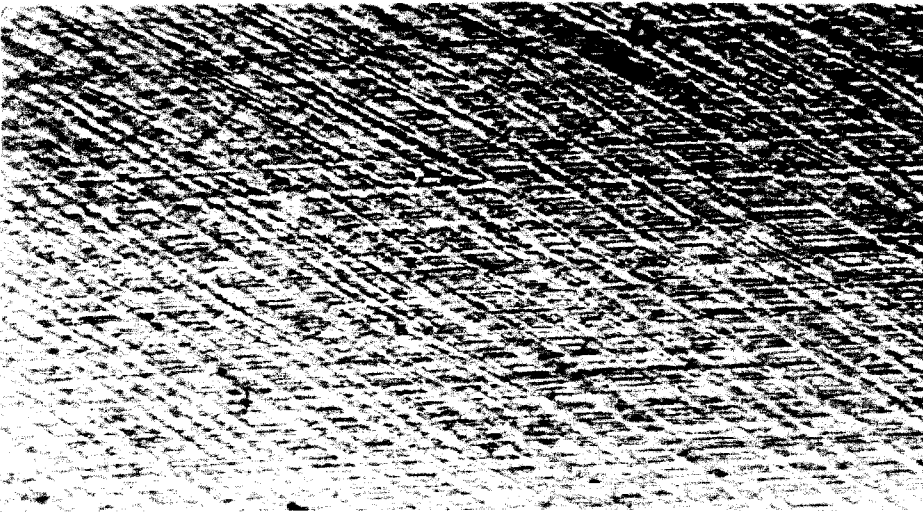
Şekil 8.21 Alaşım2'ye ait Deney2 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.



a)

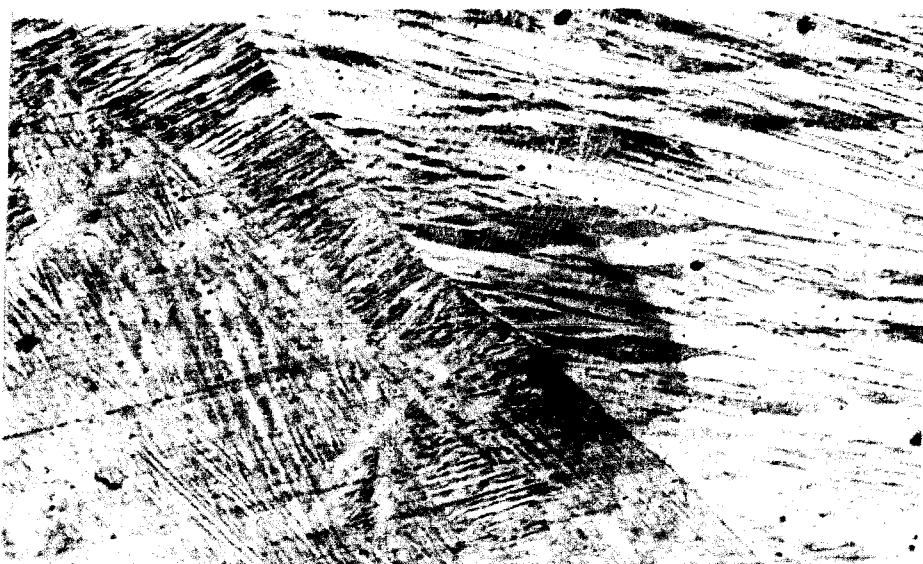


b)



c)

Şekil 8.22 Alaşım2'ye ait Deney3 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x400.



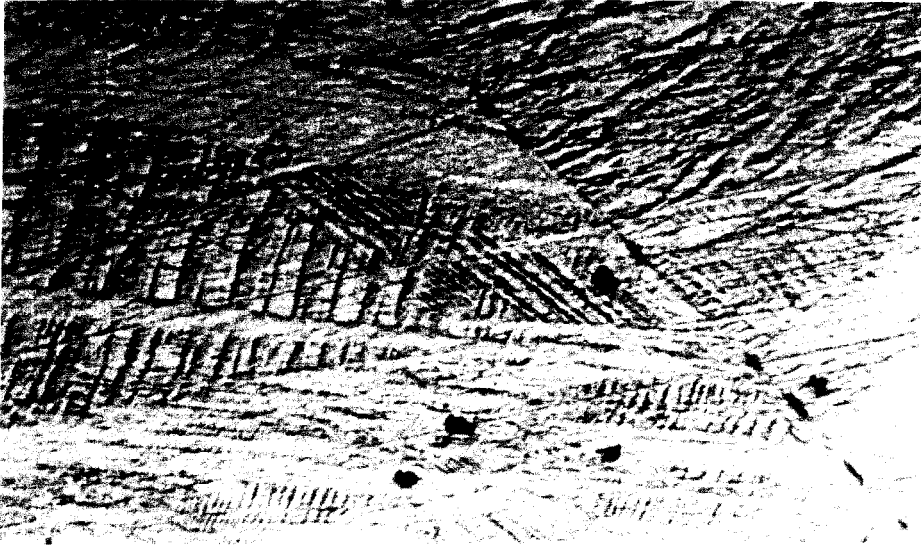
a)



b)



c)



d)

Şekil 8.23 Alaşım2'ye ait Deney4 sonucu elde edilen numune fotoğrafları a) x50, b) x100, c) x200, d) x400.

Alaşım2'ye ait Deney1 sonucu oluşan morfolojik yapılar Şekil 8.20'de görülmektedir. a) da mızrak tipli martensitler b) de farklı yönelime sahip plakalar ve sol alt kısımda dağlanmadan fazla etkilenmiş bir tane gözlenmektedir. Burada bazı çökeltilerin varlığı da gözlemlenmektedir. c) de mızrak tipi martensitler daha yakından görülmektedir.

Alaşım2'ye ait Deney2 sonucu oluşan yapılardan elde edilen optik mikrograflar Şekil 8.21'de görülmektedir. Burada farklı yönelime sahip plakalar, mızrak tipi martensitler, bazı bölgelerde v tipi martensit plakalar ve bazı çökelti dikkati çekmektedir.

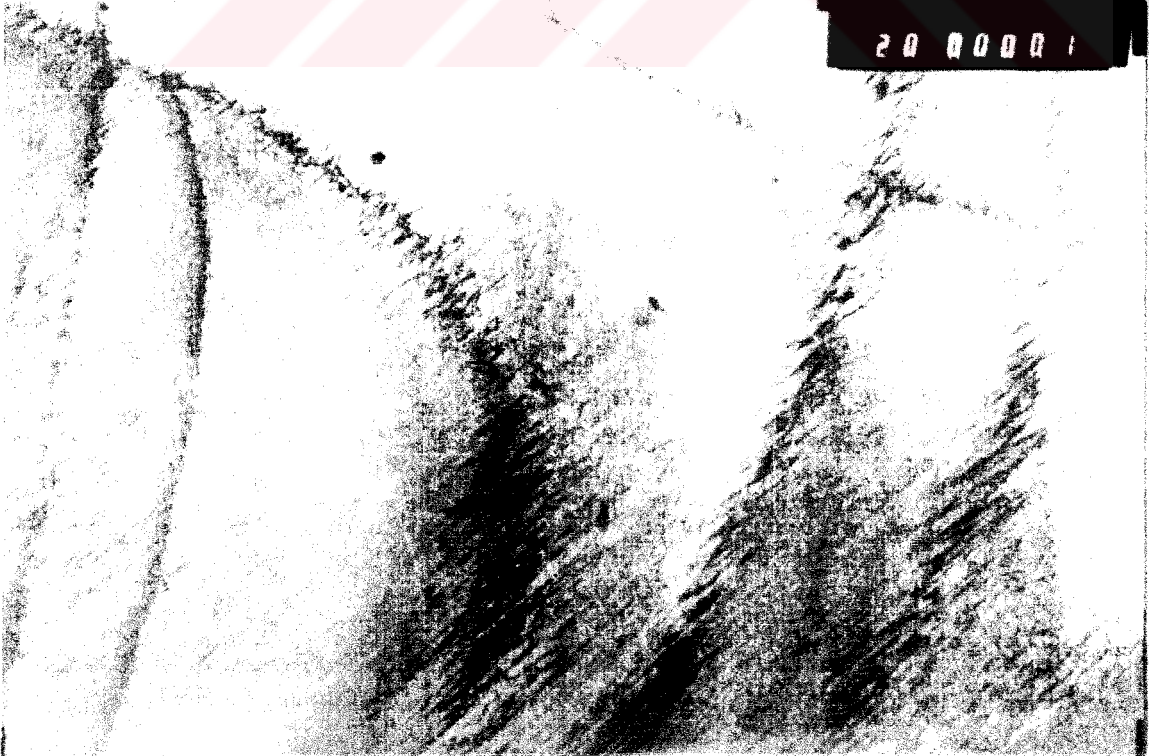
Alaşım2'ye ait Deney3 sonucunda ani soğutma ile oluşan yapılar Şekil 8.22'de görülmektedir. a) da dağlanmadan fazla etkilenmemiş bölgeler gözlenmektedir. Ayrıca farklı yönelime sahip plakalar da gözlenmektedir. b) de ikiz benzeri yapılanmalar ve birbiri ile uyumlu plakalar görülmektedir. c) de çok ince şeritlenmeler ve ince plakalar gözlenmektedir.

Alaşım2'ye ait Deney4 sonucunda elde edilen optik mikrograflar Şekil 8.23'de görülmektedir. a) da sol kısımdaki tanede bazı bölgelerde tane sınırına dik, bazı bölgelerde paralel durumda görülen mızrak ve v tipte martensit yapılar gözlemlenmektedir. Farklı yönelime sahip bölgeler ve diğer numune fotoğraflarına oranla daha fazla çökelti oluşumları gözlemlenmektedir. b) de farklı yönelime sahip iğne yapılı martensitler görülmektedir. Şekil 8.23 c) ve d) de tane sınırlarının fazla büyütülmüş görüntüsü ve çökelti dikkati çekmektedir. Ayrıca yönelim farklılığı bulunan bölgeler de dikkati çekmektedir. Tane sınırında bazı bölgelerin dağlanmadan daha fazla etkilendiği de gözden kaçmayacak belirginliktedir.

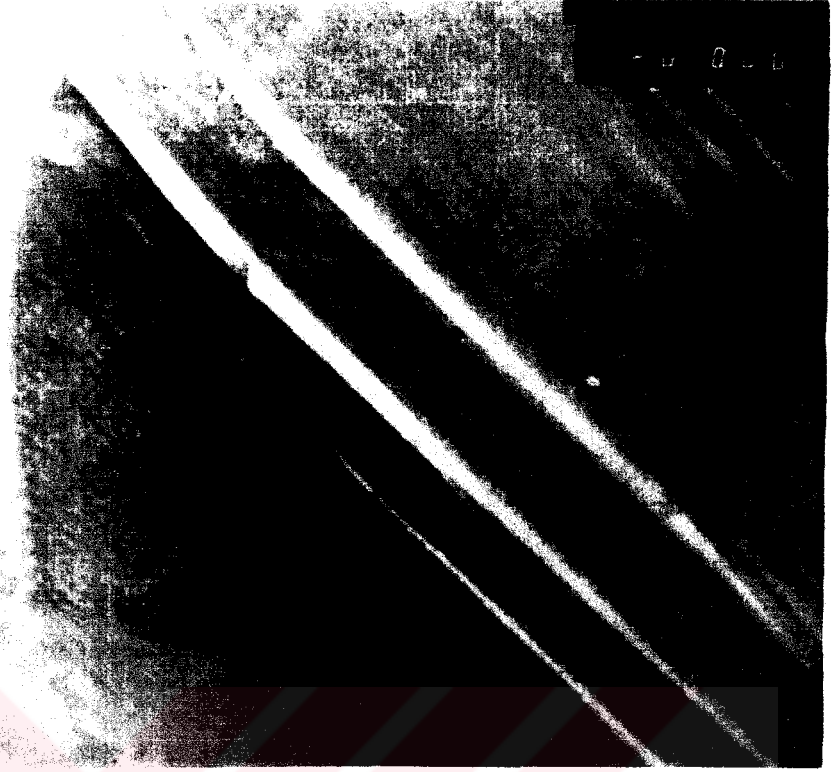
8.4. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Gözlemleri

Alaşım1 ve Alaşım2'ye ait Deney4 sonucunda elde edilen numunelerin geçirmeli elektron mikroskobu fotoğrafları Şekil 8.24 ve Şekil 8.25'de görülmektedir. Farklı büyütmeler ile çekilmiş bu fotoğraflarda martensit plakalar ve bazı dislokasyonlar görülmektedir. Şekil 8.24'te tüm fotoğraflarda Alaşım1 için bazı plakalarda paralelliğin bozulduğu görülmektedir. Bu bozulmalar ikizlenmelerin hareketi ve martensit varyantlarının yok olmasına bağlanabilir [6]. a) da paralelliğin bozulduğu martensit plakalar görülmektedir. Burada farklı tonlara sahip şeritler farklı martensit varyantları göstermektedir ve ikizlenmeler görülmektedir (ikizlenmeler ara yüzeye doğru incilir [6]). b) de yine aynı durum görülmektedir. Şekil 8.25 c) de herhangi bir martensit plaka görülmemektedir. a) ve d) de martensit plakaları paralelliği bozulmuş şekilde oldukları görülmektedir. b) de bazı plakaların düzenli ve birbirine paralel olduğu açıkça görülmektedir. Burada bazı plakalarda paralelliğin bozulduğu da görülmektedir. Ayrıca plaka kalınlıkları olarak bazıları birbiri ile uyumlu, bazılarında ise bu uyumun bozulduğu gözlenmektedir.

Alaşım1 ve Alaşım2 için 865°C den kademeli olarak soğutulması sonucu elde edilen numuneler ile yapılan incelemeler neticesinde yapıda martensitik morfoloji örnekleri ve yoğun bir dislokasyon miktarı gözlenmiştir. Alaşım1 için Alaşım2 ye göre göreceli olarak dislokasyon yoğunluğunun daha yüksek olduğu söylenebilir [51].



a)

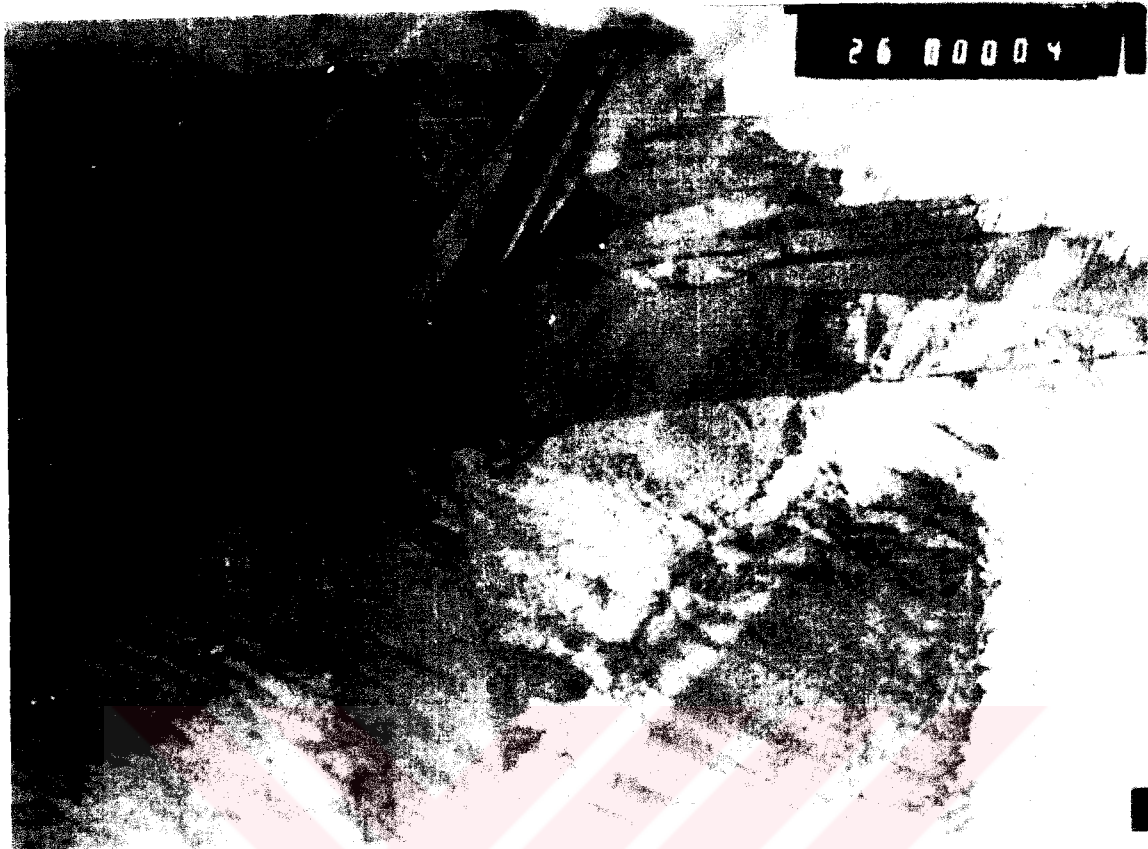


b)

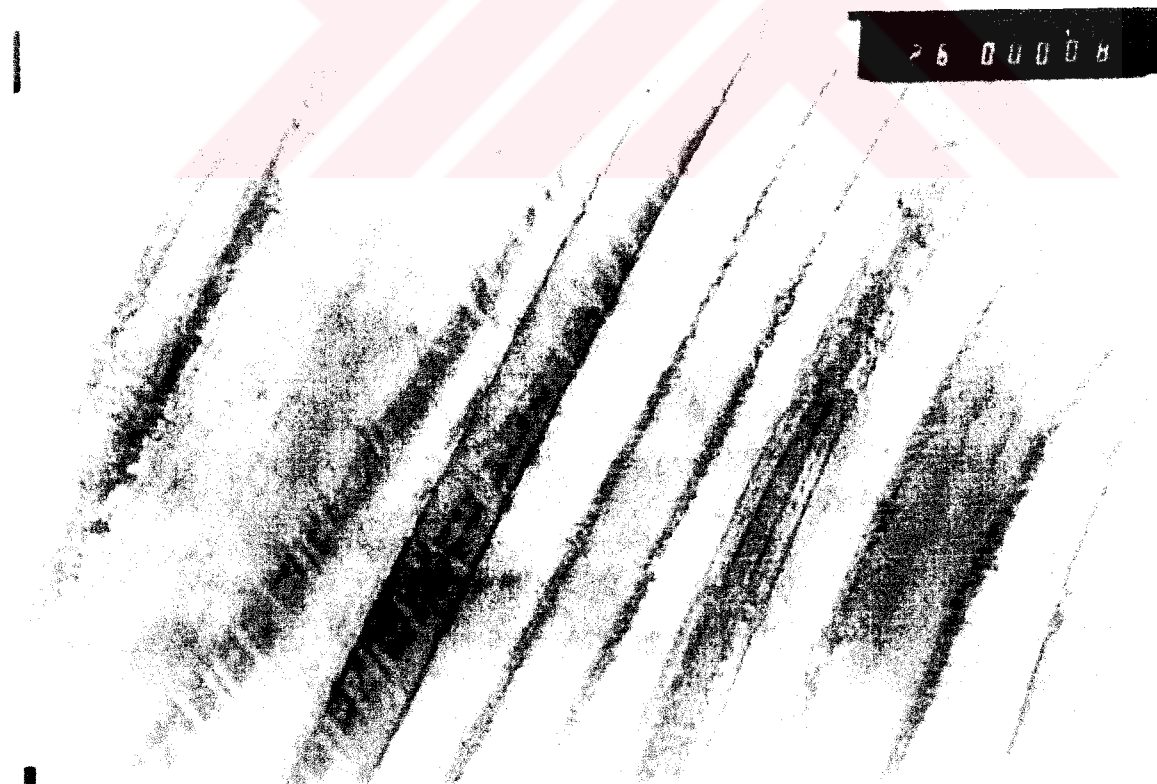


c)

Şekil 8.24 Alaşım1'e ait Deney4'den elde edilen a) x20.000, b) x20.000, c) x33.000 büyütme TEM fotoğrafları.



a)



b)



c)



d)

Şekil 8.25 Alaşım2'ye ait Deney4'den elde edilen a) x26.000, b) x26.000, c) x26.000, d) x20.000 büyütülmeli TEM fotoğrafları.

9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

“Şekil hatırlamalı Cu-%13Al-%4Ni ve Cu-%13,5Al-%4Ni alaşımlarının termal özelliklerinin incelenmesi” adlı bu araştırmada dört farklı deney sonucunda elde ettiğimiz numunelerin, diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) ölçümleri, x ışını difraktogramları, optik mikrograflar ve geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) gözlem sonuçları aşağıdaki gibidir:

9.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sonuçları

- Yapılan farklı ısıtma işlemlerin A_s , A_{max} , A_f , ΔH ve E_a değerlerini farklılaştırdığı görüldü.
- Birbirine paralellik arz eden fakat farklı ısıtma sıcaklıklarından ani olarak soğutulan numuneler için farklı dönüşüm sıcaklık değerleri elde edildi.
- Alaşımlı ve Alaşımlı'nın alaşım oranlarındaki değişimin, dönüşüm sıcaklıklarını etkilediği görüldü.
- Kullanılan her iki alaşımların ani ve kademeli olarak soğutulan numunelerinin kendi aralarında dönüşüm sıcaklıkları bakımından uyumlu olduklarını görüldü.
- Kademeli soğutma işlemi uygulanan numunelerde daha keskin pikler elde edildi.
- Alaşımlı için hesaplanan aktivasyon enerjilerinin hepsinin Alaşımlı'den büyük olduğu tespit edildi. Bu sonucun Alaşımlı'nın kompozisyonundaki Al oranının fazla olmasından kaynaklandığı, bu sebeple aktivasyon enerjilerinin alaşımların kompozisyonuna bağlı olduğu belirlendi.
- Her iki alaşımda oda sıcaklığında martensit yapıya sahip olduğu belirlendi.
- Ani soğutmaya tabii tutulan numunelerin ters dönüşüm başlangıç sıcaklıklarının daha düşük olduğu belirlendi.

9.2. X - Işın Difraksiyon Sonuçları

Alaşımlı ve Alaşımlı'den elde edilen x ışını difraktogramlarından her alaşım için dört tane olmak üzere sekiz farklı difraktogramın incelemesi, örgü parametrelerinin bulunması ve piklerin indislenmesi sonucunda:

- Alaşımlı ve 2'nin β faz bölgesinden, farklı sıcaklıklardan ani ve kademeli soğutulması sonucu elde edilen tüm numunelerin M18R yapıya sahip oldukları tespit edildi.
- Dönüşümlerin $DO_3 \rightarrow M18R$ şeklinde olduğu belirlendi.
- Alaşımlı ve 2'den elde edilen tüm numunelerin a/b oranları $\sqrt{3}/2$ den küçük olarak

hesaplanması, bununda düzenliliğin bir ölçüsü olmasından dolayı numunelerin ana fazda düzenli yapıya sahip olduğunu belirtir [47,48,52].

d) Uygulanan ısıtma işlemlerin örgü parametrelerini değiştirdiği görüldü.

e) Bütün numunelerde β açısının 90° den küçük olduğu hesaplanmıştır. Buda numunelerin monoklinik distorsiyona uğradığını göstermektedir[11].

f) Termal uygulamalardan elde edilen numunelerimizin β monoklinik açılarının Alaşım1'in genelinde Alaşım2'ye kıyasla daha büyük çıkması bu numunenin atomik düzeninin daha fazla olduğunu belirtmektedir [49].

g) Alaşım1 için yapılan ani soğutma deneyleri sonucu alınan x ışını difraktogramlarının pikleri daha zayıftır. Alaşım2 için ise ani soğutmaya uğratılmış deneylerde Alaşım1'e oranla daha keskin pikler görülmüştür. Piklerin şiddetindeki azalmalar kristaldeki çok sayıda kusur olduğunu belirtmektedir [49]

h) d ve (hkl) düzlem değerlerinin tespiti yapıldıktan sonra,

$$h_1^2 - h_2^2 / 3 = k_2^2 - k_1^2 / n$$

özel bağıntısını sağlayan düzlem çiftlerinin martensit fazdaki düzen derecesini belirten Δd mesafe farkları; Tablo 8.11-12'de yukarıdaki özel bağıntıyı sağlayan düzlemler için sıfırdan farklıdır ($\Delta d \neq 0$). Bu da numunelerin ana fazda düzenli yapıda olduğunu gösterir.

h) Kademeli olarak soğutulmuş Alaşım1 ve 2 numunelerinin daha keskin pikler verdiği x-ışını difraktogramlardan açıkça görülmektedir.

i) Kademeli olarak soğutulmuş numunelerin x-ışını difraktogramlarında daha çok pike rastlanmıştır.

9.3. Optik Mikroskop Gözlem Sonuçları

Alaşım1 ve 2 için β faz bölgesindeki sıcaklıklara çıkılarak yapılan farklı soğutmalar sonucunda elde edilen numunelerin optik mikrograflarının incelenmesi sonucu aşağıdaki metalografik tespitler yapılmıştır.

a) Isıl işlem görmemiş Alaşım1 numunesinde martensitik yapıların mevcut olduğu kısımlar vardır. Bazı bölgelerde ise çökelti fazlarının olduğu görülmüştür. Alaşım2'de ise hemen hemen her tarafta martensit ve austenit fazların olduğu gözlenmiştir.

b) Ani soğutmaya uğratılmış numunelerin tane yapılarının daha küçük olduğu gözlenmiştir.

c) Alaşım1 ve 2 için yapılan tüm deneyler sonucu martensitik yapılar meydana gelmiştir.

d) Farklı ısıtma işlemleri uyguladığımız numunelerin birçoğunda farklı yönelimler olduğu görülmüştür.

e) Bütün numunelerde tane ebatlarının büyük olduğunu fakat kademeli soğutmaya tabii tutulan deneyler sonucu oluşan tanelerin ani soğutulan numunelere oranla daha büyük olduğu görüldü.

f) Numunelerin genelinde mızrak türü yapılar ve v şekilli martensitik yapıların oluştuğu tespit edildi.

g) Her iki alaşımda da çökeltilerin olduğu kısımların varlığı tespit edildi.

9.4. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Sonuçları

Alaşımların ve Alaşımlar için en keskin DSC dönüşüm piklerini veren Deney4'den elde edilen numunelerin geçirmeli elektron mikroskobu ile yapılan gözlemlerin sonucunda:

a) Alaşımlar için plaklarda paralelliğin bozulduğu gözlemlenmiştir .

b) Alaşımlar için martensit plakalar daha belirgin, bazı bölgelerde birbirine paralel, bazı bölgelerde de ikizlenmeler görülmektedir (ikizlenmeler arayüzeye doğru incilir [6]).

c) Alaşımlar numunesi üzerinde Alaşımlar'ye göre daha yoğun dislokasyon içerdiği göreceli olarak gözlemlenmiştir [51].

9.5. İleri Çalışmalar İçin Öneriler

Özellikle CuAlNi alaşımlarının endüstriyel, sanayi, yapı, tıp ve medikal gibi alanlarda yeterince rağbet görmediğini, oysa bu alaşımların diğer şekil hatırlamalı alaşımlardan birçok üstün tarafının olduğu bilinmektedir. Yukarıda bahsettiğimiz alanlarda çoğunlukla TiNi alaşımlarının kullanılıyor olması ve bu alaşımların CuAlNi alaşımlarına kıyasla daha zor şartlar altında ve pahalıya mal olan üretimi, bu alanlarda CuAlNi alaşımlarının kullanılmasının gerekliliğini açıkça göstermektedir.

CuAlNi alaşımları üzerinde yapılan deney ve elde edilen sonuçlar ışığında aşağıda önerilen çalışmaların yapılabilmesi sonucuna varılmıştır.

a) Alaşımların faz diyagramında maksimum ve minimum β faz sıcaklık noktalarından yapılacak farklı soğutmalar ile numune üzerinde oluşacak morfolojik düzenlenmeler kristalografik ve dönüşümsel etkileri incelenebilir.

b) Yapılacak farklı ısı işlemler sonucunda oluşacak çökeltilerin dönüşüm ve morfoloji etkileri incelenebilir.

c) Termal uygulamaların alaşımların elektriksel özelliklerinde meydana getireceği etkiler, ısı işlemlerin numunede iletkenlik ve direnç üzerinde meydana getireceği etkiler, avantaj ve dezavantajlar incelenebilir.

d) Alaşımların korozyona dayanıklılığı farklı termal uygulamalar sonucunda elde edilen numunelerin farklı iklim şartları altında göstereceği dirençlilik incelenebilir.

e) Malzeme üzerinde dislokasyon, ikiz, boşluk konsantrasyonu gibi yapıların dönüşüm sıcaklıklarına, tane yapısına, ısı ve elektrik iletkenliğine ve sertliğine etkileri incelenebilir.

f) Dönüşüm hızı ve davranışı üzerinde önemli ölçüde etkili olan iç sürtünme kuvvetlerinin araştırılması.

g) Yaşlandırma etkileri ile oluşan çökelti faz yoğunluklarının tespit edilmesi ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmaya göre değişimlerinin incelenmesi.

h) Farklı ısı işlemlerin alaşımın dayanıklılığına etkileri, germe zoru, akma zoru, sürünme, yorulma, zor-zorlanma gibi mekanik özelliklerinin değişimlerinin incelenmesi.

ı) $T < M_s$ dönüşüm başlangıç sıcaklığı öncesi farklı sıcaklık değerlerinde tane büyüklüklerinin değişim oranlarının farklı türdeki martensit plaka yapıları için ne tür bir değişim gösterebileceği incelenebilir.



KAYNAKLAR

1. Schamandt-Besserat, D., 1980, in the Coming of the Age of Iron, T.A. Wertime and J.D. Muhly., Ed., Yale University Press.U.S.A.
2. Gücer, D.E., 1972, Fiziksel Metalurjinin Esasları (Malzeme Bilgisi), Yazan; Prof.Dr. A.G. Guy, University of North Carolina .
3. Olson,G.D. and Owen, W.S., 1992, Martensite, The Metarials Information Society U.S.A.
4. Golestaneh, A.A., 1984, Shape Memory Phenomena, Physics Today, April , 62-70.
5. Kayalı, N., 1993, CuZnAl Alaşımlarında Martensit Stabilizasyonu ve Yaşlandırma Etkileri. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. Elazığ.
6. Aydoğdu, A., 1995, Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımlarındaki Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. Elazığ.
7. Funakubo, H., 1987, Shape Memory Alloys, Gordon and Breach Science Publichers, London.
8. Smallman, R.E., 1985, Modern Physical Metallurgy, Forth Edition Printed and Bound in Great Britain.
9. Nishiyama, Z. , 1978, Martensitik Transformation Academic Press, New York.
10. Ortin, J. and Plates, A., 1989, Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations, Acta Metal, Vol. 37,No. 5, 1433-1441
11. Zengin, R., 2002, Bakır Bazlı Alaşımların Basınç ve Radyasyon Etkisi Altında Şekil Hatırlama Davranışlarının İncelenmesi. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. Elazığ.

12. Durlu, T.N., 1979, Strain-induced Martensite in Fe-Ni-C Alloys, Proceedings of ICOMAT 79, Boston, 40-45
13. Eskil, M., 2000, Şekil Hatırlamalı CuZnAl Alaşımlarında Soğutma Hızı Etkileri ve Çökelti Kinetikleri. Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. Elazığ.
14. Adıgüzel, O. and Ceylan, M., 1988 Shape Memory Phenomena in Noble Metal Copper Based Alloys J.Inst. Sci. Techn. Gazi Üniv., Vol.1, No.1, January 1988 , 35-41
15. Çakmak, S., 1992, Bakır Bazlı Alaşımlarda Martensit Varyantlarının Grup Kombinezonları, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
16. Tahran, E., and Bor, Ş., 1997, Crystallography of Cu- Based Shape Memory Alloys, 13th National Electron Microscopy Congress with International Participation, 1-4 Sept., METU, Ankara, 670-675.
17. Miyazaki, S., Otsuka, K., 1989, Development of Shape Memory Alloys, ISIJ International, 29,5, 353-377.
18. Barret, C.S. and Massalski, T.B., 1980, Structure of Metals, Pergamon Pres, Oxford.
19. Otsuka, K. and Shimizu, K., 1970, Memory Effects and Thermoelastic Martensite Transformation in Cu-Al-Ni Alloy. Scripta Metal., 4, 469-472.
20. Wayman, C.M., 1984, Thermoelastic Martensitic Transformations and the Nature Shape Memory Effect. Ed. Thomas Tsakalakos, Proceedings of the Int. Conf. on Phase Trans. in Solids North Holland Publ.- Company, New York, 657-667.
21. Friend, C.M., 1986, The Effects of Applied Stress on the Reversible Strain in CuZnAl Shape Memory Alloys. Scripta Metal, 20, 995-1000.
22. Delaey, L., Krishnan, R.V., Tas, H. and Warlimont, H., 1974, Thermoelasticity Pseudo Elasticity and the Memory Effects Associated with Martensitic Transformations Part 1, Journal of Metals Science, 9, 1521-1535.

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

23. Saranlı, G., Karabay, Y.Z., Tarhan, E. ve Bor, Ş., 1997, Cu-Zn-Al Şekil Bellekli Alaşımların Üretim Karakterizasyonu, 9th International Metallurgy and Materials Congress, 11-15.06.1997, İstanbul, 1293-1298.
24. Lovey, F.C., Torra, V., Isalgue, A., Roqueola, D. and Sade, M., 1994, "Interaction of Single Variant Martensitic Transformations with Small γ Type Precipitates in Cu-Zn-Al", *Acta Metall. Mater.*, 42, 453-460.
25. Hornbogen, E., 1995, On Martensitic Transformation Cycles, *Z. Metallkunde*, 86, 656-664.
26. Xinming, Z., Xione, L., Yun, Z., Jialong, M. and Yuantao, N., 1986, A Study on Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys. Shape Memory Alloy '86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys, China Academic Publishers, 261-266.
27. Lee, E.S. and Kim, Y.G., 1990, Precipitation Kinetics in some Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys, *Scripta Metal. Mater.*, 24, 745-750.
28. Wu, M.H., 1990, Cu-Based Shape Memory Alloys Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. Edited by Duering, T.W., Melton, K.N., Stöckel, D. and Wayman, C.M.S., Butterword- Heineman Ltd.
29. Warlimont, H. and Delay, L., 1974, Martensitic Transformations in Copper-Silver and Gold-Based Alloys. Pergamon, Oxford, New York.
30. Morris, M.A., 1992, High Temperature Properties of Ductile CuAlNi Shape Memory Alloys with Boron Additions. *Acta Metall*, 40, 7, 1573-1586.
31. Recarte, V., Pérez- Sáez, R.B., Bocanegra, E.H., Nó, M.L. and San Juan, J., 2002, *Metal. Mater. Trans. A*, 33 A, 2581-2591.
32. Safoğlu, R.A., 1971, Malzeme Bilimine Giriş. Yazan H. Van Vlack, Michigon Universty, İTÜ Mak. Fak. Teknoloji Kürsüsü. İstanbul.

33. Otsuka, K., Tokonami, M. and Shmizu, K., 1978, Structure Analysis of Stres- Induced β_1 Martensite in a Cu-Al-Ni Alloy by Neutron Diffraction, *Acta Metall.*, 27,965-972.
34. Topbaş, M.A., 1993, Isıl İşlemler, Yıldız Teknik Üniversitesi Met. Müh. Böl.İstanbul.
35. Romero, R., Somoza, A., Jurado, M.A., Planes, A. and Manosa, L., 1997, Quenched in Defects and Martensitic Transformation in Cu-Al-Be Shape Memory Alloys, *Acta Mater.*, 45,2101-2107.
36. Kayalı, N., Zengin, R. and Adıgüzel, O., 2000, Influence of Ageing on Transformation Charecteristics in Shape Memory CuZnAl Alloys, *Metal. Mater. Trans. A*, vol 31A, 349-354.
37. Manosa, L., Jurado, M., Comas, A.G., Obrado, E., Planes, A., Zarestky, J., Stassis, C., Romero, R., Somoza, A. and Morin, M., 1998, A Comparative Study of the Post-Quench Behaviour of Cu-Al-Be and Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys, *Acta Mater.*, 46, 1045-1053.
38. Wei, Z.G., 1998, Transformation Relaxation and Ageing in a CuZnAl Shape Memory Alloy Studied by Modulated Differential Scanning Calorimetry. *Metall. Mater. Trans. A*, 29A, 2697-2705.
39. Lu, L., Lai, M.O. and Lim, A.S., 1996, Mechanical Fatigue of Cu Based Shape Memory Alloy After Different Heat Treatment. *Scripta Mater.*, 34, 157-162.
40. Zarubova, N., Gemperle, A. and Novak, V., 1997, Initial Stages of γ_2 Precipitation in an Aged Cu-Al-Ni Shape Memory Alloy. *Mater. Sci. Eng. A* 222, 166-174.
41. Segui, C. and Cesari, E., 1995, Characteristics of Martensite Stablization in a High Teperature Cu-Zn-Al Alloy, *J. Phys. IV.*, 5 (C8), 835-840.
42. Stice, J.D. and Wayman, C.M., 1982, Observations of Agening Effects in CuSn Shape Memory Alloy. *Metal. Trans. A.*, 13 A, 1687-1697.

43. Kayalı, N., Çakmak, S., Artunç, E. and Adıgüzel, O., 1995, Cycling Effects on Transformation Behaviour in Shape Memory CuZnAl Alloys, J. Phys. IV., 5 (C8), 895-900.
44. Selçuk, A.B., 2002, Cam ve Seramik Maddelerde Johnson-Mehl-Avrami-Kologro Parametrelerinden Faydalananak Faz Dönüşüm Mekanizmasının İncelenmesi. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
45. Wahap, L.A., El-Den, M.B., Youssef, M.S., 2000, Egypt.J.Sol, V23, 1.
46. Yakuphanoglu, F., Aydoğdu, Y., Schatzschneider, U., Rentschler, E., 2003, PhysicaB, 334, 443-450.
47. Xuan, Q., Bohong, J. and Hsu, T.Y., 1987, The Effect of Martensite Ordering on Shape Memory Effect in a Copper- Zing- Aluminium Alloy. Materials Science and Engineering, 93, 205-215.
48. Morris, M.A. and Lipe, T., 1994, Microstructural Influence of Mn Additions on Thermoelastic and Pseudoelastic Properties of Cu-Al-Ni Alloys. Acta Metal.Mater., 42, 5, 1583-1594.
49. Wei, Z.G., Peng, H.Y., Zou, W.H. and Yang, D.Z., 1997, Aging Effects in a Cu- 12Al- 5Ni-2 Mn- 1Ti Shape Memory Alloy. Metal. Mater. Trans. A, 28 A, 955-967.
50. Adıgüzel, O., 1995, Martensite Ordering and Stablization in Copper Based Shape Memory Alloys. Mater. Res. Bull., 30(6), 755-760.
51. Kaya, A.A, 2003, Malzeme ve Kimya Teknolojileri Araştırma Enstitüsü Analiz Rapor No: B.02.1.BAK.5.01.55.21/ 249-2814, TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi Gebze-Kocaeli.
52. Balo, Ş.N., 1999, Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni Alaşımlarının Mekanik Etkilerle Şekil Hatırlama Özelliklerindeki Değişimlerin İncelenmesi. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

ÖZGEÇMİŞ

1972 yılında Elazığ'ın Palu ilçesinde doğdu. İlk,orta ve lise öğrenimini Elazığ'da tamamladı.1995 yılında Fırat Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'nden mezun oldu. Aynı yıl Milli Eğitim Bakanlığı bünyesindeki Çankırı Bayramören Çok Programlı Lisesi'nde Fizik Öğretmeni olarak göreve başlayarak, Sakarya Üniversitesi ve İstanbul Üniversitesi'nde yüksek lisans eğitimi hakkı kazandı. 1996 yılında İstanbul Büyükçekmece Gürpınar İlköğretim Okulu'na Fen Bilgisi Öğretmeni olarak atandı. 1999 yılında askerliğini tamamlayarak, Elazığ Şahsuvar İlköğretim Okulu'na Fen Bilgisi Öğretmeni olarak atandı. 2000 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Ana Bilim Dalı'nda yüksek lisans eğitimine başladı.Halen Elazığ Şahsuvar İlköğretim Okulu'nda Fen Bilgisi Öğretmeni olarak görev yapmaktadır.

TC YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
EĞİTİM ARAŞTIRMA BAKANLIĞI