



**T.C.
AKSARAY ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**Cu BAZLI ŞEKİL HAFIZALI METALLERİN ÜRETİMİNDEKİ
ALAŞIM MİKTARLARININ FAZ DÖNÜŞÜM
SICAKLIKLARINA ETKİSİ VE KARAKTERİZASYONU**

DOKTORA TEZİ

İskender ÖZKUL

**DANIŞMAN
Prof. Dr. Kemal ALDAŞ**

AKSARAY, 2016



**T.C.
AKSARAY ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**Cu BAZLI ŞEKİL HAFIZALI METALLERİN ÜRETİMİNDEKİ
ALAŞIM MİKTARLARININ FAZ DÖNÜŞÜM
SICAKLIKLARINA ETKİSİ VE KARAKTERİZASYONU**

DOKTORA TEZİ

İskender ÖZKUL

DANIŞMAN

Prof. Dr. Kemal ALDAŞ

AKSARAY, 2016

AKSARAY ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ONAY BELGESİ

Aksaray Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 132318201 numaralı Doktora öğrencisi, "İskender ÖZKUL", ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı "Cu Bazlı Şekil Hafızalı Metallerin Üretimindeki Alaşım Miktarlarının Faz Dönüşüm Sıcaklıklarına Etkisi ve Karakterizasyonu" başlıklı tezini, aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Kemal ALDAŞ
Aksaray Üniversitesi

Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Yüksel KAPLAN
Niğde Üniversitesi

Jüri Üyeleri : Doç. Dr. Mustafa SÖNMEZ
Aksaray Üniversitesi

Jüri Üyeleri : Yrd. Doç. Dr. Fazliye KARABÖRK
Aksaray Üniversitesi

Jüri Üyeleri : Yrd. Doç. Dr. Cemal ÇARBOĞA
Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi

Teslim Tarihi: 25.04.2016

Savunma Tarihi: 27.05.2016

ÖNSÖZ

Gün geçtikçe ilerleyen malzeme teknolojisine yeni bir anlayış getiren şekil hafızalı alaşımlar, akıllı malzemeler sınıflandırmasında yerini almış bulunmaktadır. Bu malzeme türü günlük hayatımızın birçok önemli yerinde karşımıza çıkmakta ve çok kritik yerlerde kullanılmaktadır. Gözlük çerçevesi, damar içi stentler, jet motorları parçaları, aktuatörler gibi medikal kullanım başta olmak üzere birçok endüstriyel alanda kendisine yer bulmuştur. İlk ticari ürün olarak kullanılan NiTi bazlı şekil hafızalı alaşımlara alternatif olarak bakır bazlı şekil hafızalı alaşımlar üzerine çalışmalar başlamıştır. Bakır bazlı alaşımlar NiTi alaşımlarına göre üretimi daha kolay ve maliyet olarak da daha ucuz bir alternatif olarak karşımıza çıkmaktadır.

Çalışmamızda bakır bazlı alaşımlardan, CuAlNi veya CuAlZn gibi alaşımlara göre daha iyi mekanik özellik gösteren CuAlMn alaşımı kullanılmıştır. Farklı kimyasal kompozisyona sahip CuAlMn alaşımları hazırlanarak katı hal faz dönüşüm sıcaklarının karakterizasyonu yapılmıştır.

DOĞRULUK BEYANI

Doktora tezi olarak sunduğum bu çalışmanın tamamını; akademik kurallara ve bilimsel araştırma etik değerlerine bağlı kalarak gerçekleştirdim ve sundum. Bu kurallar ve ilkelere aykırı hiç bir yol ve yardıma başvurmadan bizzat kendim hazırladım. Yararlandığım eserlerin kaynaklar dizininde gösterilenlerden oluştuğunu, çalışmamda kullandığım verilerin orijinalliğini ve her türlü intihalden uzak olduğunu beyan ederim.

Tezimle ilgili yaptığım beyana aykırı bir durumda ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçlara katlanacağımı şimdiden kabul ederim.

İskender ÖZKUL

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren danışman hocam Sayın Prof. Dr. Kemal ALDAŞ'a, bilgi ve yardımlarıyla katkı sağlayan hocam Sayın Doç. Dr. Mustafa Sönmez ve Sayın Yrd. Doç. Dr. Fazliye KARABÖRK'e, yine kıymetli bilgilerinden faydalandığım ve yardımlarını esirgemeyen değerli hocalarım Sayın Doç. Dr. Murat ESKİL, Sayın Doç. Dr. Canan Aksu CANBAY ve mesai arkadaşlarıma, manevi desteğiyle beni hiçbir zaman yalnız bırakmayan sevgili eşime ve aileme teşekkürü bir borç bilirim.

Aynı zamanda çalışmalarımızı 2014-10 nolu proje ile destekleyen Aksaray Üniversitesi BAP Koordinasyon Birimine teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖNSÖZ	i
DOĞRULUK BEYANI	ii
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER	iv
SİMGELER VE KISALTMALAR	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xi
ÖZET	xii
ABSTRACT	xiii
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR	4
2.1 Martenzitik Faz Dönüşümü	4
2.2 Birinci ve İkinci Dereceden Faz Geçişleri	6
2.3 Şekil Hafıza Etkisi	7
2.3.1 Tek yönlü şekil hafıza etkisi	8
2.3.2 Çift yönlü şekil hafıza etkisi	9
2.3.3 Süperelastiklik etkisi	11
2.4 Kristalografik Özellikler	11
2.5 Elektron Konsantrasyonu	14
2.6 Şekil Hafızalı Alaşımlarda Termal Yaşlandırma	15
2.7 Şekil Hafıza Alaşımların Karakterizasyonu	15
2.8 Şekil Hafızalı Alaşımlar	17
2.8.1 NiTi şekil hafızalı alaşımlar	19
2.8.2 Cu bazlı şekil hafızalı alaşımlar	21
2.8.2.1 CuZnAl şekil hafızalı alaşımlar	21
2.8.2.2 CuAlNi şekil hafızalı alaşımlar	22
2.8.2.3 CuAlBe şekil hafızalı alaşımlar	22
2.8.2.4 CuAlMn şekil hafızalı alaşımlar	23
2.8.3 Fe bazlı şekil hafızalı alaşımlar	24
2.9 Üretim teknikleri	24
2.10 Döküm yöntemi	24
2.11 Toz metalürjisi	25
2.12 Hızlı soğutma yöntemi	26
2.13 ŞHA'ların Kullanım alanları	27
3. MALZEME VE YÖNTEM	33
3.1 Yaşlandırma Deneyleri	34
3.2 Faz Dönüşüm Sıcaklıklarının Karakterizasyon Deneyleri	38
3.3 EDS Analiz Tekniği	39
3.4 SEM Analiz Tekniği	40
3.5 DSC Analiz Tekniği	40
3.6 XRD Analiz Tekniği	41
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	42

4.1 Yaşlandırma deneylerinin EDS Analizleri.....	42
4.2 Yaşlandırma deneyleri DSC Analizleri.....	42
4.3 Yaşlandırma Deneyleri Mikro Yapı Analizleri.....	48
4.4 Faz Dönüşüm Sıcaklıklarının Karakterizasyon Deney Analizleri	51
4.4.1 1 nolu $\text{Cu}_{86.6}\text{Al}_{9.4}\text{Mn}_4$ deney numunesi analizleri	53
4.4.2 2 nolu $\text{Cu}_{88.36}\text{Al}_{9.65}\text{Mn}_{1.99}$ deney numunesi analizleri.....	56
4.4.3 3 nolu $\text{Cu}_{86.39}\text{Al}_{10.26}\text{Mn}_{3.35}$ deney numunesi analizleri	58
4.4.4 4 nolu $\text{Cu}_{84.6}\text{Al}_{10.79}\text{Mn}_{4.61}$ deney numunesi analizleri.....	60
4.4.5 5 nolu $\text{Cu}_{86.63}\text{Al}_{10.87}\text{Mn}_{2.5}$ deney numunesi analizleri.....	62
4.4.6 6 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.1}\text{Mn}_{3.85}$ deney numunesi analizleri.....	64
4.4.7 7 nolu $\text{Cu}_{86.73}\text{Al}_{11.41}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesi analizleri	66
4.4.8 8 nolu $\text{Cu}_{87.47}\text{Al}_{11.48}\text{Mn}_{1.05}$ deney numunesi analizleri	68
4.4.9 9 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesi analizleri	70
4.4.10 10 nolu $\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ deney numunesi analizleri	72
4.4.11 11 nolu $\text{Cu}_{84.13}\text{Al}_{12.21}\text{Mn}_{3.66}$ deney numunesi analizleri	74
4.4.12 12 nolu $\text{Cu}_{84.31}\text{Al}_{12.39}\text{Mn}_{3.3}$ deney numunesi analizleri.....	76
4.4.13 13 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesi analizleri	78
4.4.14 14 nolu $\text{Cu}_{85.77}\text{Al}_{12.85}\text{Mn}_{1.38}$ deney numunesi analizleri	80
4.4.15 15 nolu $\text{Cu}_{82.55}\text{Al}_{13.16}\text{Mn}_{4.29}$ deney numunesi analizleri	81
4.4.16 16 nolu $\text{Cu}_{85.54}\text{Al}_{13.18}\text{Mn}_{1.28}$ deney numunesi analizleri	84
4.4.17 17 nolu $\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesi analizleri	86
4.4.18 18 nolu $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesi analizleri	88
4.4.19 19 nolu $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ deney numunesi analizleri	90
4.4.20 20 nolu $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesi analizleri.....	92
4.4.21 21 nolu $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesi analizleri	94
4.5 Dönüşüm Sıcaklıklarının Karakterizasyonu	96
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	99
5.1 EDS Analiz Sonuçları	100
5.2 DSC Analiz Sonuçları	100
5.3 XRD Analiz Sonuçları	103
5.4 Mikroyapı Analiz Sonuçları	103
5.5 Öneriler	104
KAYNAKLAR	105
ÖZGEÇMİŞ	119

SİMGELER VE KISALTMALAR

A_f	Martenzitik faz dönüşümünde östenit fazın tamamlandığı sıcaklık
A_s	Martenzitik faz dönüşümünde östenit fazın başlama sıcaklığı
DSC	Diferansiyel taramalı kalorimetre cihazı
e/a	Elektron atom oranı
EDS	Enerji dağılımlı X-ışını analizi
G	Gibbs Serbest enerjisi
H	Entalpi
hkl	Miller indisleri
HMK	Hacim merkezli kübik yapı
M_f	Martenzitik faz dönüşümünde martenzit fazın tamamlandığı sıcaklık
M_s	Martenzitik faz dönüşümünde martenzit fazın başlama sıcaklığı
S	Entropi
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
ŞHA	Şekil hafızalı alaşım
ŞHE	Şekil hafıza etkisi
T	Sıcaklık
T_0	Termodinamik Denge sıcaklığı
XRD	X-ışını kırınım cihazı
YMK	Yüzey merkezli kübik yapı
α	Ana faz
$\bar{\alpha}$	3R tipindeki martenzit yapı
β	Süper örgülü kübik östenit faz (A2)
β_1	DO ₃ türü ana faz yapısı (L2 ₁)
$\bar{\beta}_1$	18R tipindeki martenzit yapı
β_2	B2 tür ana faz yapısı
γ_1	2H tipindeki martenzit yapı
$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$	Sürücü kuvvet
ϵ	Gerinim
ξ	Martenzit fraksiyonları
σ	Gerilim

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1: (a) γ -fazından α -fazına difüzyonsuz dönüşümde serbest enerji-sıcaklık diyagramı (b) soğutma ve ısıtmaya bağlı olarak martenzit değişimi.....	5
Şekil 2.2: Gibbs serbest enerjisi türevinin sıcaklığa bağlı değişim eğrisi.	6
Şekil 2.3: Saf metal katılaşma eğrisi.	7
Şekil 2.4: Gibbs serbest enerjisinin türevinin sıcaklığa bağlı değişim eğrisi	7
Şekil 2.5: Şekil hafıza şematiği.	8
Şekil 2.6: Martenzit yapının deforme olmuş martenzit yapı haline geçişi.	9
Şekil 2.7: Tek yönlü şekil hafıza etkisi şematiği.....	9
Şekil 2.8: Çift yönlü şekil hafıza etkisi şematiği	10
Şekil 2.9: Süperelastiklik şematiği.	11
Şekil 2.10: Cu-Al sistemine Mn uyarlanmış ikili faz diyagramı.....	11
Şekil 2.11: Süper örgü sistemleri.	12
Şekil 2.12: 2H, 3R ve 18R uzun periyotlu yığılma düzenlerinin Zhdanov Ramsdell gösterimi.	13
Şekil 2.13: Klasik, süperelastik ve şekil hafızalı alaşımların gerilim-gerinim karşılaştırması.	18
Şekil 2.14: Farklı malzemelerin NiTi ile karşılaştırması.	20
Şekil 2.15: NiTi alaşımının ikili faz diyagramı.	20
Şekil 2.16: at.% 0, %10, %20 kesitinde CuAlMn faz diagramı.	23
Şekil 2.17: NiTi ve CuZnAl alaşımlarının üretim işlem adımları.	25
Şekil 2.18: Hızlı soğutma sistemi şematik gösterimi.	26
Şekil 2.19: Japonya’da ŞHA’ların kullanım tarihçesi.	28
Şekil 2.20: Gözlük uygulaması.	29
Şekil 2.21: Kemikle birleştirme tekniği.	29
Şekil 2.22: Nitinol stent uygulama adımları.....	30
Şekil 2.23: Boeing değişken geometrili zig zag bant.	31
Şekil 2.24: ŞHA’ların kanat uygulaması.	31
Şekil 2.25: Sıcaklığa duyarlı ŞHA’lı akış kontrol mekanizması.....	31
Şekil 2.26: İnşaat sektöründe kullanım örnekleri.....	32
Şekil 2.27: ŞHA ile güneş enerji kullanım mekanizması.	32
Şekil 3.1: Deney işlem sırası.	33

Şekil 3.2: Ark ergitme fırın düzeneği.	34
Şekil 3.3: (a) Kompaklanmış toz numune, (b) Eritme sonrası elde edilmiş numune, (c) analizlere hazırlanmış numune.	35
Şekil 3.4: Numune Kesme işlemi.	35
Şekil 3.5: (FeCl ₃ -6H ₂ O)-960 ml Metanol ve 200ml HCl dağlama çözeltisi.	36
Şekil 3.6: Dağlama işlemi operasyonu.	36
Şekil 3.7: Isıl işlemler için kullanılan krom magnezit taşı uygulaması.	37
Şekil 3.8: Isıl işlem için kullanılan kül fırını.	38
Şekil 3.9: (a) hassas terazide alaşım hazırlama işlemi (b) hazırlanmış karışımın deney tüplerine istiflenmesi (c) vortex karıştırma cihazı ile karışımın ergitme öncesi karıştırılması	39
Şekil 3.10: Tipik DSC eğrisi gösterimi.	41
Şekil 4.1: C1 tipi alaşımın grup halde DSC gösterimi.	44
Şekil 4.2: C2 tipi alaşımın grup halde DSC gösterimi.	45
Şekil 4.3: C3 tipi alaşımın grup halde DSC gösterimi.	46
Şekil 4.4: C4 tipi alaşımın grup halde DSC gösterimi.	47
Şekil 4.5: Mikrograf görüntüleri (a) C4-450-60 (b) C4-550-60 (c) C4-650-60.	49
Şekil 4.6: Düzenli L2 ₁ tipi β fazında (110) taban düzlemi (a) ilk hali (b) hegzagonal bozulumdan sonar (c) 18R yapısının temel a ve b eksenleri (d) M18R yapısı ve c eksen.	52
Şekil 4.7: 1 nolu Cu _{86.6} Al _{9.4} Mn ₄ deney numunesinin DSC eğrisi.	54
Şekil 4.8: 1 nolu Cu _{86.6} Al _{9.4} Mn ₄ deney numunesinin SEM görüntüsü.	55
Şekil 4.9: 1 nolu Cu _{86.6} Al _{9.4} Mn ₄ deney numunesinin XRD deseni.	55
Şekil 4.10: 2 nolu Cu _{88.36} Al _{9.65} Mn _{1.99} deney numunesinin DSC eğrisi.	56
Şekil 4.11: 2 nolu Cu _{88.36} Al _{9.65} Mn _{1.99} deney numunesinin SEM görüntüsü.	57
Şekil 4.12: 2 nolu Cu _{88.36} Al _{9.65} Mn _{1.99} deney numunesinin XRD deseni.	57
Şekil 4.13: 3 nolu Cu _{86.39} Al _{10.26} Mn _{3.35} deney numunesinin DSC eğrisi.	58
Şekil 4.14: 3 nolu Cu _{86.39} Al _{10.26} Mn _{3.35} deney numunesinin SEM görüntüsü.	59
Şekil 4.15: 3 nolu Cu _{86.39} Al _{10.26} Mn _{3.35} deney numunesinin XRD deseni.	59
Şekil 4.16: 4 nolu Cu _{84.6} Al _{10.79} Mn _{4.61} deney numunesinin DSC eğrisi.	60
Şekil 4.17: 4 nolu Cu _{84.6} Al _{10.79} Mn _{4.61} deney numunesinin SEM görüntüsü.	61
Şekil 4.18: 4 nolu Cu _{84.6} Al _{10.79} Mn _{4.61} deney numunesinin XRD deseni.	61
Şekil 4.19: 5 nolu Cu _{86.63} Al _{10.87} Mn _{2.5} deney numunesinin DSC eğrisi.	62
Şekil 4.20: 5 nolu Cu _{86.63} Al _{10.87} Mn _{2.5} deney numunesinin SEM görüntüsü.	63
Şekil 4.21: 5 nolu Cu _{86.63} Al _{10.87} Mn _{2.5} deney numunesinin XRD deseni.	63
Şekil 4.22: 6 nolu Cu _{85.05} Al _{11.1} Mn _{3.85} deney numunesinin DSC eğrisi.	64

Şekil 4.23: 6 nolu Cu _{85.05} Al _{11.1} Mn _{3.85} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	65
Şekil 4.24: 6 nolu Cu _{85.05} Al _{11.1} Mn _{3.85} deney numunesinin XRD deseni.	65
Şekil 4.25: 7 nolu Cu _{86.73} Al _{11.41} Mn _{1.86} deney numunesinin DSC eğrisi.	66
Şekil 4.26: 7 nolu Cu _{86.73} Al _{11.41} Mn _{1.86} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	67
Şekil 4.27: 7 nolu Cu _{86.73} Al _{11.41} Mn _{1.86} deney numunesinin XRD deseni.	67
Şekil 4.28: 8 nolu Cu _{87.47} Al _{11.48} Mn _{1.05} deney numunesinin DSC eğrisi.	68
Şekil 4.29: 8 nolu Cu _{87.47} Al _{11.48} Mn _{1.05} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	69
Şekil 4.30: 8 nolu Cu _{87.47} Al _{11.48} Mn _{1.05} deney numunesinin XRD deseni.	69
Şekil 4.31: 9 nolu Cu _{85.05} Al _{11.74} Mn _{3.21} deney numunesinin DSC eğrisi.	70
Şekil 4.32: 9 nolu Cu _{85.05} Al _{11.74} Mn _{3.21} deney numunesinin SEM görüntüsü.	71
Şekil 4.33: 9 nolu Cu _{85.05} Al _{11.74} Mn _{3.21} deney numunesinin XRD deseni.	71
Şekil 4.34: 10 nolu Cu _{83.03} Al _{11.98} Mn _{4.99} deney numunesinin DSC eğrisi.	72
Şekil 4.35: 10 nolu Cu _{83.03} Al _{11.98} Mn _{4.99} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	73
Şekil 4.36: 10 nolu Cu _{83.03} Al _{11.98} Mn _{4.99} deney numunesinin XRD deseni.	73
Şekil 4.37: 11 nolu Cu _{84.13} Al _{12.21} Mn _{3.66} deney numunesinin DSC eğrisi.	74
Şekil 4.38: 11 nolu Cu _{84.13} Al _{12.21} Mn _{3.66} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	75
Şekil 4.39: 11 nolu Cu _{84.13} Al _{12.21} Mn _{3.66} deney numunesinin XRD deseni.	75
Şekil 4.40: 12 nolu Cu _{84.31} Al _{12.39} Mn _{3.3} deney numunesinin DSC eğrisi.	76
Şekil 4.41: 12 nolu Cu _{84.31} Al _{12.39} Mn _{3.3} deney numunesinin SEM görüntüsü.	77
Şekil 4.42: 12 nolu Cu _{84.31} Al _{12.39} Mn _{3.3} deney numunesinin XRD deseni.	77
Şekil 4.43: 13 nolu Cu _{85.05} Al _{11.74} Mn _{3.21} deney numunesinin DSC eğrisi.	78
Şekil 4.44: 13 nolu Cu _{85.05} Al _{11.74} Mn _{3.21} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	79
Şekil 4.45: 13 nolu Cu _{85.05} Al _{11.74} Mn _{3.21} deney numunesinin XRD deseni.	79
Şekil 4.46: 14 nolu Cu _{85.77} Al _{12.85} Mn _{1.38} deney numunesinin DSC eğrisi.	80
Şekil 4.47: 14 nolu Cu _{85.77} Al _{12.85} Mn _{1.38} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	81
Şekil 4.48: 14 nolu Cu _{85.77} Al _{12.85} Mn _{1.38} deney numunesinin XRD deseni.	81
Şekil 4.49: 15 nolu Cu _{82.55} Al _{13.16} Mn _{4.29} deney numunesinin DSC eğrisi.	82
Şekil 4.50: 15 nolu Cu _{82.55} Al _{13.16} Mn _{4.29} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	83
Şekil 4.51: 15 nolu Cu _{82.55} Al _{13.16} Mn _{4.29} deney numunesinin XRD deseni.	83
Şekil 4.52: 16 nolu Cu _{85.54} Al _{13.18} Mn _{1.28} deney numunesinin DSC eğrisi.	84
Şekil 4.53: 16 nolu Cu _{85.54} Al _{13.18} Mn _{1.28} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	85
Şekil 4.54: 16 nolu Cu _{85.54} Al _{13.18} Mn _{1.28} deney numunesinin XRD deseni.	85
Şekil 4.55: 17 nolu Cu _{84.55} Al _{13.59} Mn _{1.86} deney numunesinin DSC eğrisi.	86
Şekil 4.56: 17 nolu Cu _{84.55} Al _{13.59} Mn _{1.86} deney numunesinin SEM görüntüsü.....	87

Şekil 4.57: 17 nolu $\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin XRD görüntüsü.	87
Şekil 4.58: 18 nolu $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesinin DSC eğrisi.....	88
Şekil 4.59: 18 nolu $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.....	89
Şekil 4.60: 18 nolu $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesinin XRD deseni.	89
Şekil 4.61: 19 nolu $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ deney numunesinin DSC eğrisi.	90
Şekil 4.62: 19 nolu $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.....	91
Şekil 4.63: 19 nolu $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ deney numunesinin XRD deseni.	91
Şekil 4.64: 20 nolu $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin DSC eğrisi.	92
Şekil 4.65: 20 nolu $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.	93
Şekil 4.66: 20 nolu $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin XRD deseni.	93
Şekil 4.67: 21 nolu $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesinin DSC eğrisi.	94
Şekil 4.68: 21 nolu $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.....	95
Şekil 4.69: 21 nolu $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesinin XRD deseni.	95
Şekil 4.70: M_f – Martenzit bitiş sıcaklığı grafiği.	96
Şekil 4.71: M_s – Martenzit başlangıç sıcaklığı grafiği.	97
Şekil 4.72: A_s – Östenit başlangıç sıcaklığı grafiği.	97
Şekil 4.73: A_f – Östenit bitiş sıcaklığı grafiği.	98

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1: Bazı ŞHA'ların göstermiş oldukları dönüşüm özellikleri.....	19
Çizelge 2.2: NiTi ve CuZnAl ŞHA'ların karşılaştırılması	21
Çizelge 3.1: Isıl işlem deneylerinde kullanılan parametreler.	37
Çizelge 4.1: Kimyasal bileşim oranları.	42
Çizelge 4.2: Yaşlandırma deneylerinin DSC sonuçları.	43
Çizelge 4.3: Karakterizasyon deney numunelerin EDS sonuçları.	53

ÖZET

Cu BAZLI ŞEKİL HAFIZALI METALLERİN ÜRETİMİNDEKİ ALAŞIM MİKTARLARININ FAZ DÖNÜŞÜM SICAKLIKLARINA ETKİSİ VE KARAKTERİZASYONU

Üretimi zor ve oldukça yüksek maliyetli NiTi esaslı şekil hafızalı alaşımlara alternatif olan bakır bazlı şekil hafızalı alaşımlar gün geçtikçe daha da çok ilerleme kaydetmektedir. Bakır bazlı şekil hafızalı alaşımlar genel olarak Cu-Al ikili alaşım olarak kullanılmaktadır. Fakat fazın stabilizasyonunu sağlamak ve fiziksel özelliklerini geliştirmek amaçlı Zn, Ni, Be ve Mn gibi üçüncü bir alaşımlama elementi de kullanılmaktadır. Şekil hafızalı alaşımlarda kimyasal kompozisyondaki çok az derecede değişiklik ve ısı işlem farklılıkları; dönüşüm sıcaklığını, kristal yapısını, morfolojisini ve mekanik özelliklerini ciddi derecede etkilemektedir. Bu çalışmada daha avantajlı özelliklere sahip olması nedeniyle üçüncü alaşımlama elementi olarak Mn kullanılmış ve kullanılan element oranlarının faz dönüşüm sıcaklıklarına olan etkilerini incelemek amaçlanmıştır. Deneyler iki aşamalı olarak yapılmıştır. Birinci aşama deneyleri, argon ortamında ark fırınında üretilen CuAlMn alaşımlarının homojenizasyon sonrası yaşlandırmadaki sıcaklık ile süre parametrelerinin seçilmesi amaçlı yapılmıştır. Elde edilen ideal yaşlandırma parametreleri ikinci aşama olan dönüşüm sıcaklıklarının karakterizasyon deneylerinde üretilen numunelerin homojenizasyondan sonraki yaşlandırma işleminde kullanılmıştır. Birinci aşamada kullanılan üretim metotları ile üretilen numunelerin ısı işlemleri tamamlandıktan sonra diferansiyel taramalı kalorimetre cihazı ile martenzit faz dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiştir. Daha sonra numunelerin kristal yapılarını belirlemede kullanılan düzlem yansımaları, X-ışını toz difraktometresi cihazı ile tespit edilmiştir. Numunelerin yüzey morfolojisi bilgileri ise taramalı elektron mikroskobu ile kontrol edilerek yüzey mikro yapı resimleri elde edilmiştir. Numunelerin dönüşüm sıcaklıklarının her bir değeri olan martenzit başlangıç, martenzit bitiş, östenit başlangıç ve östenit bitiş sıcaklıklarının elementlere göre olan değişimini gösteren grafikler oluşturulmuştur. Bu grafikler vasıtası ile alaşımlama elementlerinin kimyasal oranlarının dönüşüm sıcaklıklarına olan etkisi incelenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Termoelastik Martenzitik Dönüşüm, CuAlMn, Diferansiyel Taramalı Kalorimetre, Ark Ergitme Fırını

ABSTRACT

EFFECTS OF ALLOYING QUANTITIES IN THE PRODUCTION OF Cu-BASED SHAPE MEMORY METALS ON THE PHASE TRANSFORMATION TEMPERATURES AND CHARACTERIZATION

Copper-based shape memory alloys which are an alternative for NiTi shape memory metals which is quite costly material, have been getting advanced day by day. Copper-based shape memory alloys are used as generally Cu-Al binary alloy. However, in order to get phase stability and improve the physical properties, Zn, Ni, Be and Mn elements are used as a ternary alloying element. In the production of shape memory alloys a small variation on production condition or heat treatment conditions leads to change, transformation temperature, affects the crystal structure the morphology and mechanical properties substantially. In this study, Mn was used as a third alloying element since it provides more advantageous qualities to alloy and aimed to investigate on effects of alloying quantities in the production on transformation temperatures. The experiments were performed in two stages. The first stage experiments were conducted for selecting parameters of aging temperature and duration of CuAlMn alloys which were produced in arc furnace at argon environment. The obtained ideal aging parameters were used in the aging process of after homogenisation of the produced the samples which are the second stage named as characterization of the transformation temperature experimental group. After heat treatment process of the samples produced by the above methods, martensite phase transformation temperatures were determined by differential scanning calorimeter device. Then the samples plane reflection, which is used for determining the crystal structures, has been analyzed by X-ray powder diffractometer. In order to obtain the surface morphology of the samples, scanning electron microscope were used. Each value of the obtained transformation temperatures such as martensite start, martensite finish, austenite start and austenite finish temperatures variations graphs were generated according shifts of the elements of alloys. The effects of the chemical ratio of alloying elements to transformation temperature were examined through these graphs.

Keywords: Thermoelastic Martensitic Transformation, CuAlMn, Differential Scanning Calorimeter, Arc Melting Furnance

1. GİRİŞ

Günümüzde artan ihtiyaçlar karşısında teknoloji de hızla gelişme göstermektedir. Hızla ilerleyen teknoloji beraberinde yeni nesil malzeme ve enstrümanlar ile karşımıza çıkmaktadır. Tasarımların zenginleşmesinde yer alan yenilikçi ürünler, gündelik hayatta kullandığımız eşyaların katma değerlerini artırdıkları gibi yeni gereksinimleri de ortaya çıkarmaktadır. İnsanoğlunun bitmek bilmeyen ihtiyaçlarını karşılamak için bilim insanları hiç durmadan bu doğrultuda çalışmalar yapmaktadır.

Endüstriyel ve günlük uygulamalarda seramik, cam, polimer, metal ve alaşım gibi birçok farklı malzeme türü kullanılmaktadır. Farklı türden malzemeler aynı malzemenin yaptığı işi yapabilmekle birlikte, bazı durumlarda ise özelliklerin yetersiz kalması nedeniyle sadece tek tip malzeme kullanmak zorunda kalılabilmektedir. Bu yüzden malzemelerin özelliklerinin birçok alanda yüksek kabiliyet göstermesi yeni nesil tasarımları da güçlendirecektir. Malzemelerin fiziksel özelliklerinin yanı sıra günümüzde farklı fonksiyonelliğe sahip malzeme türleri de geliştirilmiştir [1]. İleri teknoloji ürünü olan akıllı malzemelerin mikro düzeydeki hareketlerinin kontrol ve izlenebilirliği ile çevresel etkilere cevap vererek içyapılarında değişiklik göstermeleri sayesinde yüksek işlevsellik sağlanmış olabilir [2-6].

Akıllı metaller içerisinde en fonksiyonel yapılardan birisi de şekil hafızalı alaşım (ŞHA) olarak karşımıza çıkmaktadır. ŞHA'lar, nispi olarak düşük sıcaklıklarda meydana gelen ciddi derecedeki deformasyonlardan sonra malzemenin, genelde ısıtılması ile eski şekline gelme yeteneği ile tarif edilirler [7, 8].

ŞHA'lar medikal, havacılık, uzay araçları, makine, elektronik ve inşaat sektörlerinde stent, jet motoru parçaları, güneş panelleri, aktuatör ve sönümleyici gibi örnek uygulamalarda kullanılmakta ve bunun yanı sıra birçok bilimsel çalışmaya da konu olmaktadır [9-12]. Kullanım alanının genişlemesi nedeniyle cazibesi hızla artmakta olan ŞHA'lar günümüzde özellikle NiTi gibi alaşımlar sayesinde rahatlıkla ulaşılabilir bir hale gelmiştir. ŞHA ilk olarak 1932 yılında Arne Ölander tarafından keşfedilmiştir [13]. İlk keşfedildiğinde Au-Cd olarak bulunan ŞHA'lar günümüzde NiTi, Fe ve Cu esaslı olmak üzere üç ana yapı grubu olarak ayrılmıştır [3, 12]. Bu yapılardan Fe bazlı olan alaşımlar diğerlerine nispeten daha zayıf bir nitelik gösterirken; NiTi bazlı

ŞHA'lar ise Cu bazlı alaşımlara göre daha pahalı fakat daha etkili bir davranış sergilemektedirler [14-16].

Şekil hafıza etkisi (ŞHE), malzeme içerisinde difüzyonsuz olarak, katı hal faz geçişleri sayesinde gerçekleşmektedir. Bu faz geçişleri genel olarak austine (ana faz) ve martenzit (ürün fazı) olarak tanınan fazlar arasında sıcaklık veya manyetik etkisi ile sağlanmaktadır. Alaşımlarda dönüşüm öncesi katı haldeki östenit fazının sıcaklık gibi dış etkilerle kristal yapısı değişerek martenzit fazına dönüşür. Martenzit içyapısı, yapı kusurlarından en çok ikizlenmeyi ihtiva eder [17-19]. ŞHA'larda martenzit fazın östenit faza dönüşmesi termodinamik bir çevrim olarak nitelendirildiği gibi genel olarak tersinir bir yapı da sergiler. Fazlar arasındaki dönüşüm sırasında kimyasal serbest enerji salınımı şekil hatırlama etkisindeki sürücü kuvveti oluşturur. Bu kuvvet şekil hafıza etkisini meydana getirir. Atomların faz dönüşümünde sergilemiş olduğu yer, konum değiştirme miktarları çok küçük olmasına rağmen, topluca yapılan bu hareket aynı yönde yapıldığından malzeme üzerinde büyük ölçeklerde şekil değişimine sebep olur. Alaşım içerisindeki kristal yapı değişikliği şekil hafıza etkisi ve süperelastite gibi yüksek nitelikli özellikler sağlar [20-27]. Faz dönüşümü sırasında martenzit fazının başladığı sıcaklık M_s , faz dönüşümün tamamen sonlandığı sıcaklık değeri ise M_f olarak ifade edilmektedir. Bu kısaltmalar östenit fazının başlangıç ve bitiş sıcaklığı değerleri için ise A_s ve A_f olarak literatürde kullanılmaktadır [28-32].

Birçok uygulama sahası bulunan [18] ŞHA'ların tür ve özelliklerinin kullanılacak uygulama yerine göre seçilmesi önemlidir [33-35]. Termal olarak tahrik edilecek ŞHA'nın dönüşüm sıcaklıklarının istenilen aralıkta yapılması alaşımlama elementlerinin oranları, ısı ve mekanik işlemler gibi birçok değişkene bağlıdır. Bu işlemler sonrası dönüşüm sıcaklıkları değiştiği gibi alaşımın fiziksel özelliklerinin de değiştiği gözlemlenmiştir [3].

Şekil hafızalı alaşımlar hızla hayatımıza girmekte ve birçok kullanım alanında yer almaktadır [36-39]. Şekil hafızalı alaşımlarda en etkili malzeme türünden olan NiTi alaşımlarının yüksek üretim maliyetleri nedeniyle kullanım alanları kısıtlı olmaktadır. NiTi alaşımlara alternatif olabilecek benzer yeteneklere sahip ürün olan bakır bazlı alaşımlar üzerine araştırmalar devam etmektedir [12, 40, 41]. Bu alaşım tiplerinden çoğunlukla Cu-Al, Cu-Zn, Cu-Sn, Cu-Ga üzerine çalışmalar yapılmıştır [3, 40, 42]. Çalışmalarda genel olarak kullanılan Cu-Al yapısının β fazının stabilizasyonunu sağlamak için genelde üçüncü bir element ile alaşımlama yapılarak şekil hafıza özellikleri güçlendirilir [43]. Bu alaşımlar arasında en çok araştırma yapılan çok

kristalli Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Zn alaşımlar, β fazlarındaki yüksek derecedeki yapısal diziliş ve yüksek elastik anizotropiden dolayı çok kırılgan, gevrek bir yapı gösterirler. Cu-Al-Mn ise yapılan çalışmalarda $L2_1$ fazındaki düşük yapısal dizilişi ile daha yumuşak, sünek bir yapıda olduğu gözlemlenmiştir [3, 44].

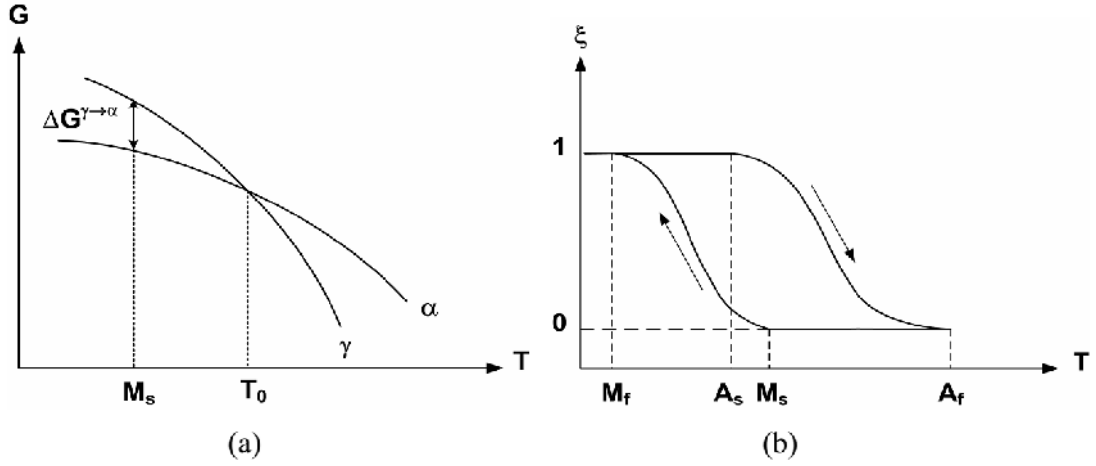
Yapılan literatür araştırmalarından derlemiş olduğumuz [15, 45-47] çalışmalar, kullanılabilirlik oranı yüksek olduğu tespit edilen CuAlMn şekil hafızalı alaşım tipi seçilmiştir. Alaşımlamada ağırlıkça Mn oranı %5 altında kalan farklı kimyasal kompozisyona sahip CuAlMn alaşımı üretildikten sonra, bu alaşımların faz dönüşüm karakterizasyonu yapılması planlanmıştır. Bu ürünlerin üretildikten sonra maruz bırakılacakları yaşlandırma işleminde kullanılacak olan sıcaklık ve sürelerin tayini için ön deney çalışmaları yapılarak parametreler saptanmış ve bu parametreler asli deneyler olan faz dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi deneylerinde kullanılmıştır. Alaşımlar argon ortamında ark ergitme fırınında eritilerek numuneler elde edilmiştir. Deneylerde kullanılacak kimyasal kompozisyonlara uygun olarak imal edilen numunelerin dönüşüm sıcaklıkları, kafes ve mikro yapıları analiz edilerek alaşımların karakterizasyonu yapılmıştır.

2. LİTERATÜR

2.1 Martenzitik Faz Dönüşümü

Malzemelerde enerji çevirimi termodinamiğin birinci ve ikinci kanunları ile ilişkilidir. Birinci kanun kütle ve enerjinin bütün hallerde korunduğunu, ikinci kanun ise farklı enerji formları ve malzeme faz değişimi de dahil olmak üzere geçiş olgularının değişimi olarak tanımlanabilir [48, 49]. Bunun yanı sıra kütle, yalıtılmış bir sistem içinde ortam şartlarına adaptasyonu ile kararlı bir hal alır ve bu durum denge hali olarak kabul edilir [50]. Denge halinin dış etkenlerden (sıcaklık ve basınç gibi) dolayı değişmesi ile maddede daha az serbest enerji gerektiren bir konuma geçme ihtiyacı doğar. Değişen içyapı ile sistem termodinamik denge haline gelmeye çalışır. Malzemenin bulunmuş olduğu faz yapısından başka bir yapıya geçmesi faz dönüşümü olarak tabir edilir [51, 52].

Termodinamiğin ikinci kanununa göre, tersinir işlemler de dahil olmak üzere, ısının tamamı işe çevrilemez ve çevrilen kısım ise serbest entalpi kavramı ile izah edilir [53]. Faz dönüşümlerinde her iki faz arasında enerji farkı bulunmaktadır. Östenit fazdan martenzit faza geçişte martenzit fazın kimyasal serbest enerjisinin östenit göre daha düşük olması gerekmektedir. Fakat dönüşüm için sadece serbest kimyasal enerji yeterli gelmemektedir. Sistemde gerinim, sürtünme, yüzey ve hacim gibi harici enerjilerin de bulunması gerekmektedir. Dönüşüm iki faz arasındaki kimyasal serbest enerjinin, kimyasal olmayan serbest enerjilerin miktarından fazla olduğu zaman gerçekleşir. Buna benzer olarak martenzit fazından östenit fazına dönüş de bahsedilen enerjilerin ters işaretlileri yeteri kadar geniş büyüklüğe ulaştığı zaman meydana gelir. Bütün bunlar ŞHA'nın farklı bir karaktere sahip olduğunu ve ileri ile geri yönlü faz geçişlerinin farklı dönüşüm yolları izlediğini gösterir. İki faz arasındaki serbest enerji seviyesi faz değişimindeki en etkili faktör olduğu gibi dönüşümde sürücü kuvveti de oluşturur [54, 55].



Şekil 2.1: (a) γ -fazından α -fazına difüzyonsuz dönüşümde serbest enerji-sıcaklık diyagramı (b) soğutma ve ısıtmaya bağlı olarak martenzit değişimi [56].

Bu ifadeler Şekil 2.1’de daha belirgin bir şekilde gösterilmiştir. İfadede T_0 termodinamik denge sıcaklığını, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ ise sürücü kuvveti göstermektedir. Histerisis ise ısıtma ve soğutma arasındaki geçiş sıcaklıklarında %50 martenzit %50 östenit yapıyı ifade eden sıcaklık farkını gösterir [18, 57].

$$\Delta T = A_f - M_s \quad (2.1)$$

Bir saf maddenin farklı fazları denge halinde olduğu zaman her fazın birim kütle başına Gibbs fonksiyon değeri aynıdır. Bu olgu bir saf maddenin farklı katı fazları ile ilgilidir ve termodinamiğin metalürjik uygulamaları için önemlidir [52].

Martenzitik dönüşümün gerçekleşebilmesi için harici olarak uygulanan fiziksel etkinin yanı sıra dönüşümün gerçekleşebileceği serbest enerji farkının da oluşması gerekmektedir. Dönüşümün gerçekleşmesinin esasını bu sürücü kuvveti oluşturmaktadır. Geçiş işleminin oluşması için sistemin bulunmuş olduğu fazın geçeceği faza göre kararsız olması gerekmektedir. Sabit basınç ve sıcaklık altında sistemin kararlılığı Gibbs serbest enerji eşitliğine göre en küçük değer ile ifade edilir [17].

$$G = H - T\Delta S \quad (2.2)$$

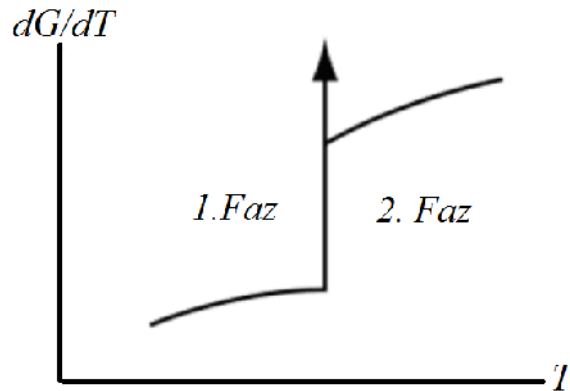
Denklem 2.2’de ‘G’ Gibbs serbest enerjisini, ‘H’ entalpi, ‘T’ mutlak sıcaklığı ve ‘ ΔS ’ sistemler arası entropi farkını gösterir.

ŞHA’larda östenit fazdan martenzit fazına geçiş sıcaklığına bağımlı bir dönüşüm olduğundan bu faz değişimi aynı zamanda termoelastik dönüşüm olarak da adlandırılır. Termoelastik dönüşüm dışardan verilen sıcaklık ile kristal kafes yapısının daha düşük enerjili bir yapıya geçmesi sonucu atomik düzeyde hareketlilik sağlar ve bunun sonucu olarak şekil geri kazanımı gerçekleşir. Dönüşüm atomik düzeyde

meydana gelir. Mikro düzeydeki toplu atom hareketleri maddenin bütününde makro düzeyde fark edilir. Fakat bu hareketler esnasında atomların komşulukları değişmez ve bu sayede şekil hafızası sağlanmış olur. Martenzitik dönüşümü bu nedenlerle difüzyonsuz bir katı hal faz değişimi örneği sergiler [3]. Bütün bunlar göz önüne alındığında martenzitik faz dönüşümü ısı, elektrik ve mekanik zorlanma ile sistemde mevcut atomların birbiri ile yer değiştirmesi olarak tanımlanabilir [58]. Martenzitik faz geçişleri birinci dereceden katı-katı faz geçişlerine örnek olarak gösterilmektedir. Faz dönüşümü esnasındaki geçiş sıcaklığının davranışı faz geçişinin derecesi olarak tanımlanmaktadır. Temel olarak iki kısma ayrılması mümkün olan bu geçişlerden birinci dereceden faz geçişi (süreksiz), ikinci dereceden faz geçişi (sürekli) olarak tanımlanabilir [59].

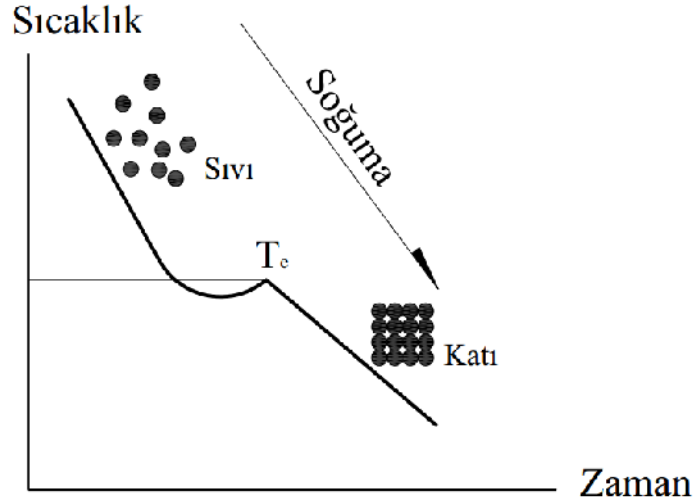
2.2 Birinci ve İkinci Dereceden Faz Geçişleri

Birinci dereceden faz geçişlerinde Gibbs fonksiyonunun birinci türevinde değişim fonksiyonu iki fazın aynı anda bulunduğu esnada süreksizlik gösterir. Bu durum Şekil 2.2’de iki fazın ayrı ve bir arada bulunduğu $dG/dT - T$ grafiğinde rahatlıkla gözlemlenebilir [59].



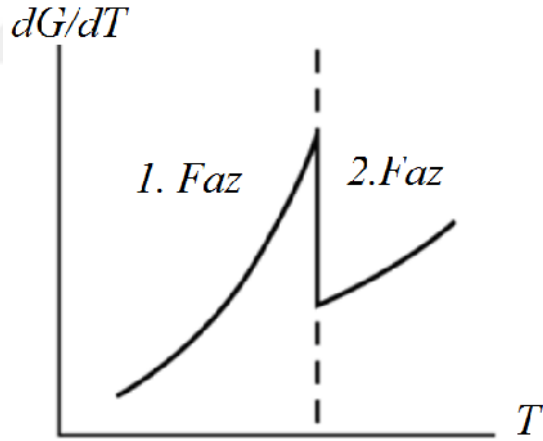
Şekil 2.2: Gibbs serbest enerjisi türevinin sıcaklığa bağlı değişim eğrisi [59].

Saf metal katılaştırma işleminde rastlanan birinci dereceden faz geçişleri, malzemelerin çoğunda meydana gelen faz geçişlerinde görülmektedir. Çok düşük soğuma hızlarında ergiyik bir metalin katılaşma sürecinin başlaması için sistemin erime sıcaklığından daha düşük bir sıcaklığa ulaşması gerekmektedir. Bu olgu birinci dereceden faz geçişinin en önemli karakter yapılarından birini oluşturmaktadır. Bu işlem Şekil 2.3’te gösterilmiştir.



Şekil 2.3: Saf metal katılaşma eğrisi [60].

İkinci dereceden faz geçişlerinde ise birinci derecede olduğu gibi süreksizlik gözlenmemektedir. Faz geçişlerindeki kimyasal potansiyel süreklilik göstermektedir. Bu ifade Şekil 2.4'te gösterilmiştir.

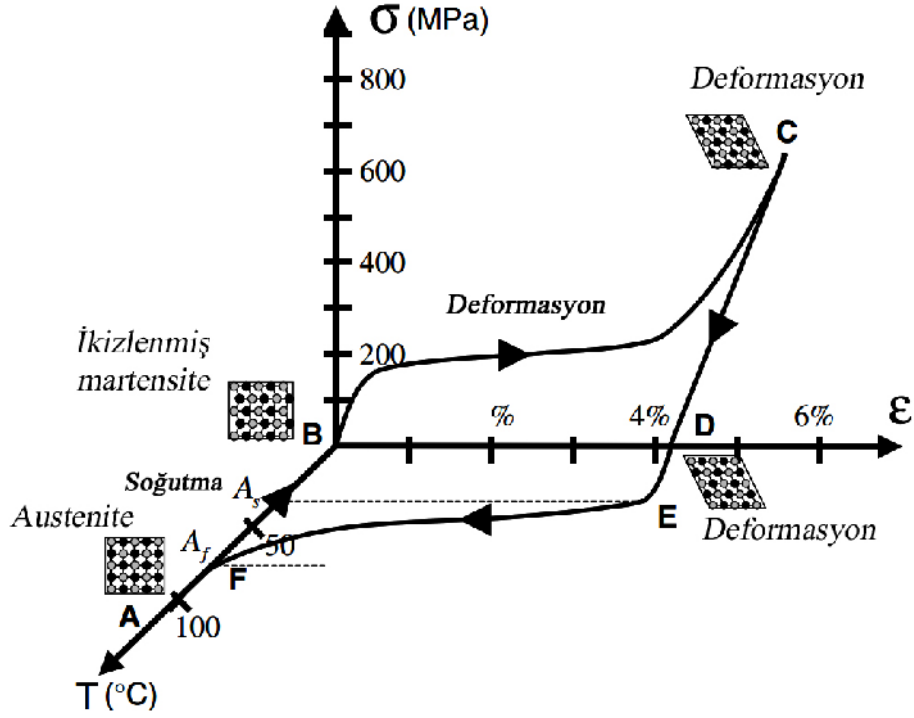


Şekil 2.4: Gibbs serbest enerjisinin türevinin sıcaklığa bağlı değişim eğrisi [59].

2.3 Şekil Hafıza Etkisi

ŞHE, düşük sıcaklıklarda deformasyona maruz kalma ve daha yüksek sıcaklıklara ulaştığında deformasyon öncesi şeklini geri kazanma olarak tarif edilebilir. ŞHE, kristal yapısına sahip malzemelerin martenzitik dönüşüm temeline dayandırılarak termoelastik bir olay olarak incelenmektedir. Martenzitik dönüşümde birbirini takip eden ana faz (östenit) ve martenzitik fazları hafıza etkisinin gerçekleştiği faz bölgeleri

olarak adlandırılmaktadır. Östenit faza göre termal olarak daha soğuk bir seviyede olan martenzit fazında deformasyonlara maruz bırakılmış olan malzeme, ısıtma işlemi ile östenit fazına ulaşması ile orijinal şeklini kazanır [61, 62]. Bu döngü şematik olarak Şekil 2.5'te gösterilmiştir.

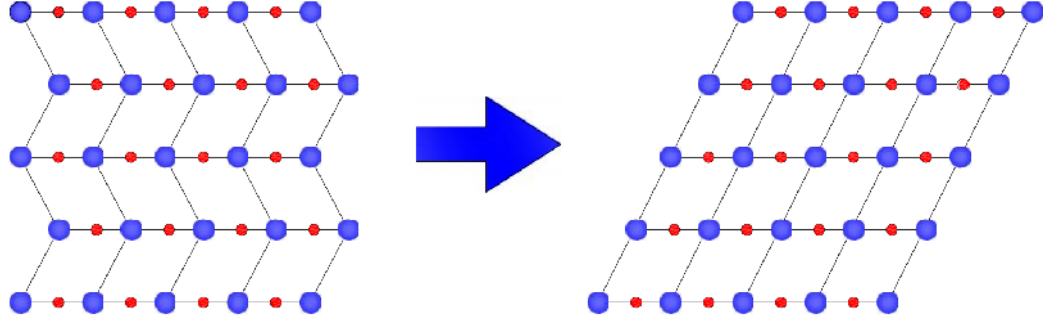


Şekil 2.5: Şekil hafıza şematiği [63].

ŞHA'lar kesinlikle ilk bulunduğu şekline tam olarak geri dönemez ve her zaman orijinal şeklinden bir sapma söz konusudur. Eğer ŞHA'lar çok fazla dönüşüme maruz kalırsa, malzemedeki sapma her döngüde daha çok artarak tamamen hafızadaki şekli kaybetmesine neden olacaktır [64]. Şekil hafıza etkisi şekil hafızalı alaşımlarda tek yönlü şekil hafıza etkisi, çift yönlü şekil hafıza etkisi ve süperelastiklik olarak farklı şekillerde ortaya çıkmaktadır.

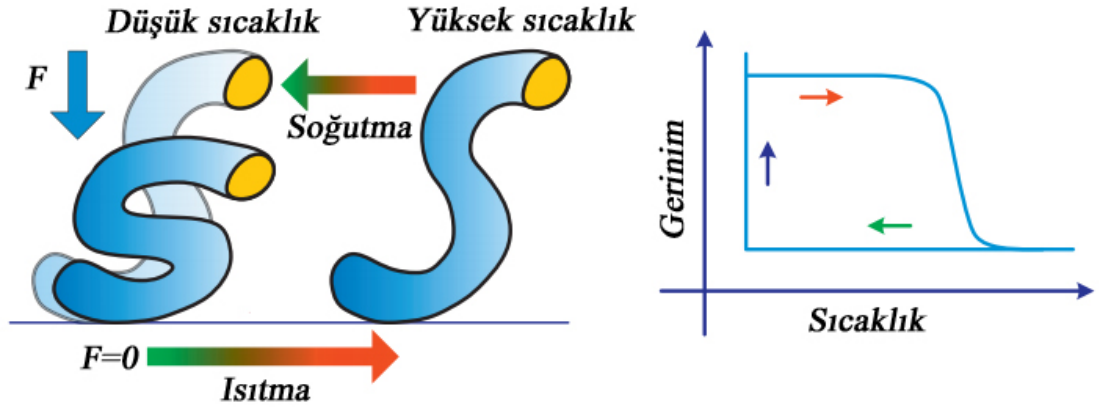
2.3.1 Tek yönlü şekil hafıza etkisi

ŞHA'lar martenzitik fazda iken deforme edildiğinde ve daha sonra yük kaldırıldığında alaşım kendi içerisinde sürekli bir gerinime sahip olacaktır. Bu olayın sebebi Şekil 2.6'da gösterildiği gibi harici yükün kaldırılması ile martenzit yapının yeniden yapılanmasıdır. Bu yapılanma esnasında atom komşulukları değişmemektedir.



Şekil 2.6: Martenzit yapının deforme olmuş martenzit yapı haline geçişi.

Eğer alaşım martenzit fazının üstündeki bir sıcaklıkta, yani östenit faz aralığına kadar ısıtılırsa, şekil değişikliği başlayacak malzeme orijinal haline dönecektir. Bu olay tek yönlü şekil hafıza etkisi olarak adlandırılmaktadır. Toplam gerinim sürekli plastik akışa uğramadığı sürece alaşıma uygulanan deformasyon çekme, basma, eğme veya farklı karmaşık türlerde uygulanabilir [65]. Şekil 2.7’de tek yönlü şekil hafıza etkisi şematiği gösterilmiştir.

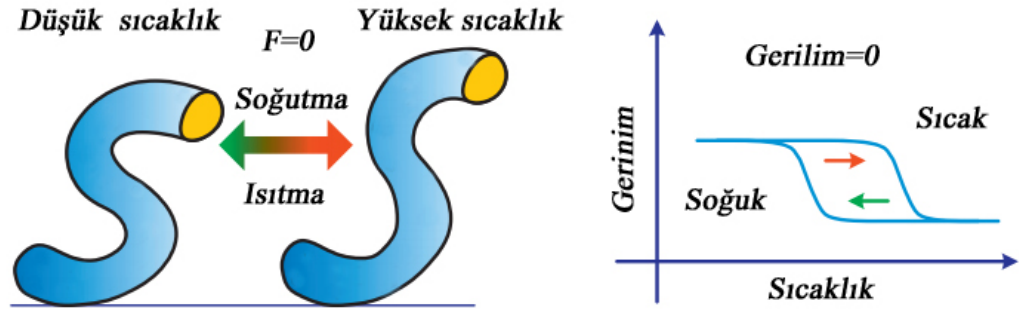


Şekil 2.7: Tek yönlü şekil hafıza etkisi şematiği [66].

2.3.2 Çift yönlü şekil hafıza etkisi

Tek yönlü şekil hafıza etkisindeki ürün östenit fazda orijinal şeklini yeniden kazanır. Fakat ŞHA’ların sıcak hallerdeki şekillerini dönüşüm esnasında kazandıkları gibi soğuk hallerindeki şekillerini de yeniden kazanma ihtimalleri vardır. Malzeme üzerinde gerilim olmadan martenzit ve östenit fazların şekilleri arasında şekil döngüsü yapan alaşımlardaki bu durum çift yönlü şekil hafıza etkisi olarak tanımlanmaktadır. Çift yönlü şekil hafıza etkisi tamamen, martenzitik dönüşüm esnasında iç gerilmelere maruz kalan mikroyapısal değişimlere bağlıdır. Çift yönlü şekil hafıza etkisinde birbiri

ile uyumlu martenzit plakalar iç gerilmelerin varlığı yüzünden dönüşüm esnasında kaybolurlar ve baskın varyantlar (farklı plakalar) oluşur. Baskın varyantların miktarı martenzit yapıda birbiri ile uyumlu plakalardan oldukça fazladır. Bunun sonucu olarak soğutma sonrası soğuk-şekil görülürken tersine çevrimde ısıtılma ile sıcak-şekil dönüşümü gerçekleşir [65]. Şekil 2.8’de çift yönlü şekil hafıza etkisi şematığı gösterilmiştir.



Şekil 2.8: Çift yönlü şekil hafıza etkisi şematığı [66].

ŞHE’de önemli sınırlamalar bulunmaktadır. Bu sınırlamalar uygulamanın niteliği için çok önemlidir. Bunlar [40];

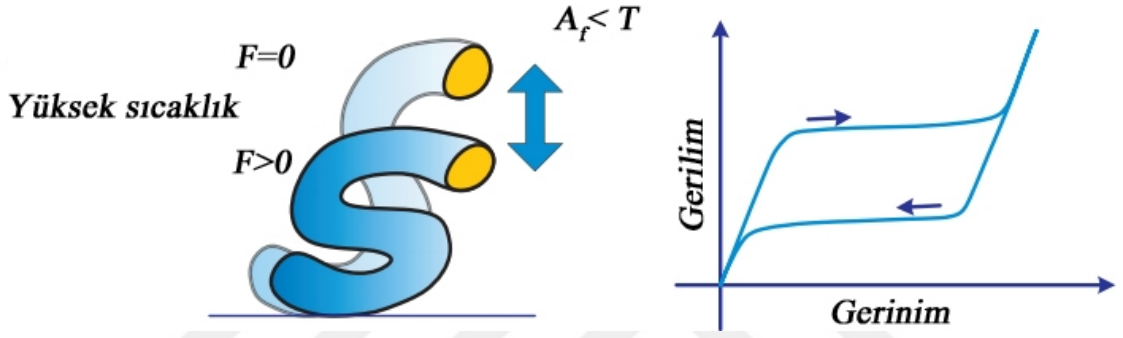
- Gerilim limiti: Beklenen şekil geri dönüşümü sınırlı derecededir ve tipik olarak %2 civarındadır.
- Histeresis: Isıtma ve soğutma arasındaki sıcaklık farkı her malzeme için farklı değerlerdir ve bu sıcaklık farkı uygulamalara esas oluşturur.
- Soğutmada düşük dönüşüm kuvveti: Pratikte ısıtırken elde edilen şekil geri kazanımdaki kuvvet soğuturken elde edilen kuvvetten daha fazladır.
- Üst sıcaklık limiti: ŞHA’da çok yüksek sıcaklıklara çıkarsa ŞHE için verilen eğitim kaybolabilir.

ŞHA’lar genelde eğitimsiz olarak elde edilirler. ŞHE gösterebilmeleri için termal işlemeli eğitim prosedüründen geçmeleri gerekmektedir. Eğitim alması istenilen alaşıma şekli öğretme işlemi tek tip değildir. Genelde bir şekli malzemeye öğretmek için, malzeme istenilen şekle sabitlenir ve belirli periyotlarda yüksek sıcaklıklara çıkarılır. Bu şekilde tek yönlü şekil hafıza elde edilir. Bu işlemden sonra aynı prosedür farklı sabitlenmiş bir şekil için farklı ısıtma sıcaklıkları ve periyotları ile tekrar edilir. Bu sayede çift yönlü şekil hafıza etkisi elde edilmiş olur [67].

2.3.3 Süperelastiklik etkisi

Eğer ŞHA'lar izotermal yani sıcaklıktan bağımsız olarak östenit fazının tamamlandığı sıcaklığın üzerindeki bir sıcaklıkta deforme edilirse martenzitik dönüşüm mekanik olarak gerçekleşir. Bu martenzit tipi gerilim esaslı (stress-induced) martenzit olarak bilinir.

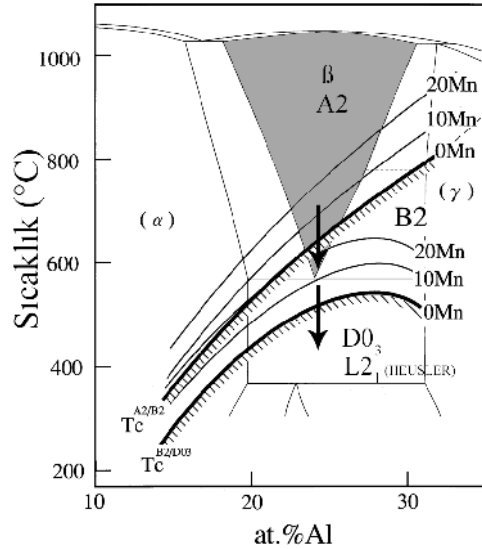
Gerilim altındaki uygulamalarda yük azalmasında faz değişimi meydana gelir ve elastik kuvvet oluşur. Bunun sonucu olarak martenzit ana fazdaki orijinal şekline çekilir. Bu gibi malzemeler %6-7 civarında gerinme kazanabilirler [65]. Şekil 2.9'da süperelastiklik şematiği gösterilmiştir.



Şekil 2.9: Süperelastiklik şematiği [66].

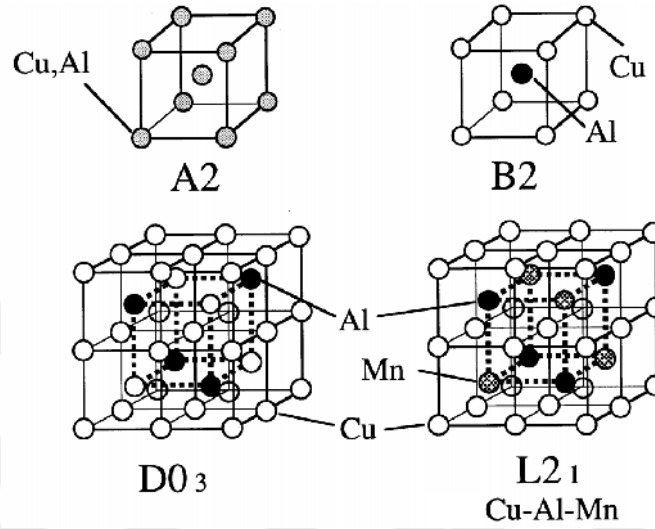
2.4 Kristalografik Özellikler

CuAlMn alaşımında ana fazdan (östenit faz) ürün fazına (martenzitik faz) geçişte sırası ile β (A_2) $\rightarrow$ β_2 (B_2) $\rightarrow$ β_1 faz geçişleri görülür [68]. Cu-Al ikili faz diyagramının farklı oranlarda Mn ilaveli hali Şekil 2.10'da gösterilmiştir.



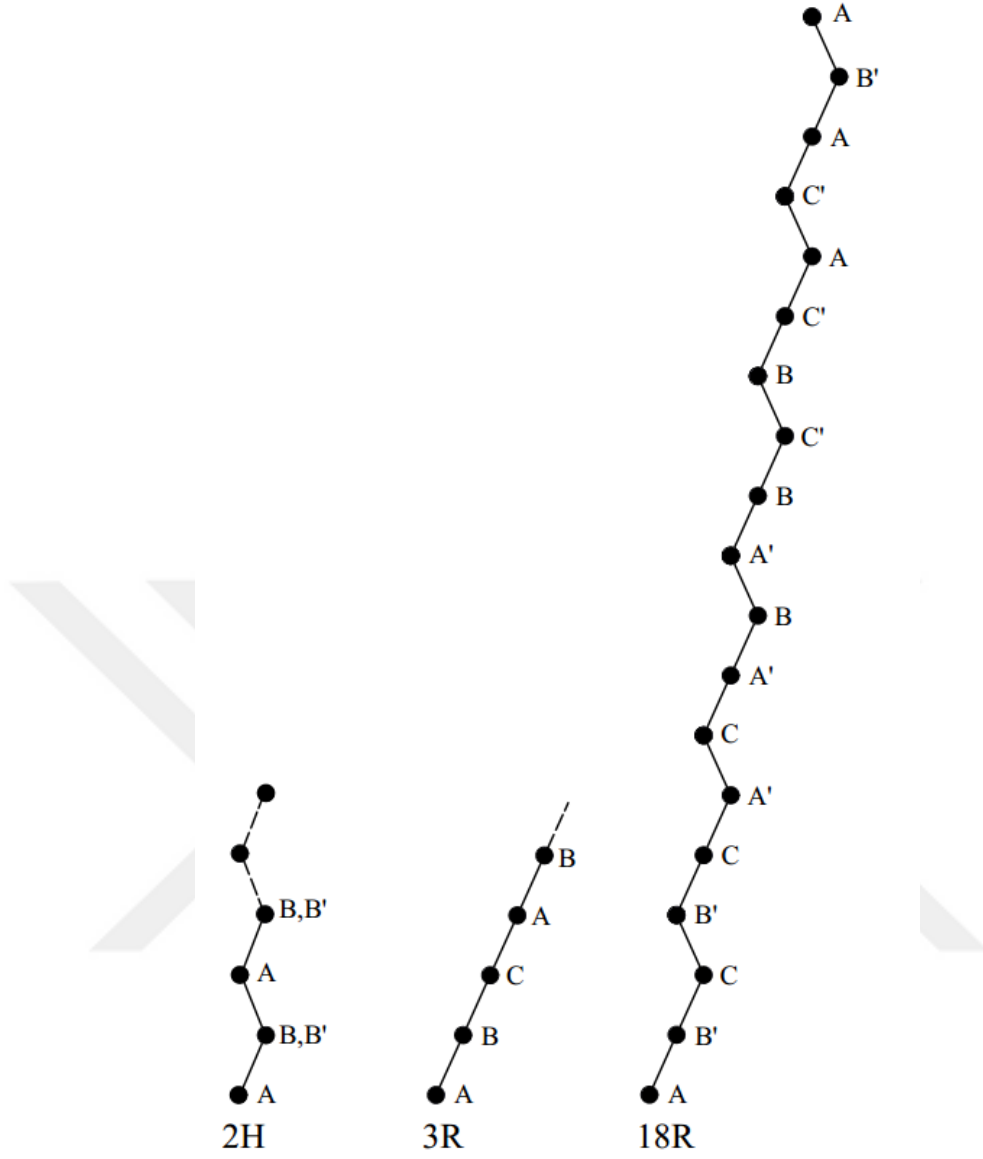
Şekil 2.10: Cu-Al sistemine Mn uyarlanmış ikili faz diyagramı [69].

Termoelastik martenzitik dönüşüm gösteren şekil hafızalı alaşımlarda katı çözeltiler yüksek sıcaklıktaki ana fazda düzensiz hacim merkezli kübik (HMK) bir yapı sergilerler. Fakat sıcaklık düşüp katı hal çeviriminden sonra atomlar belirli bir düzende hizalanırlar. Genelde bu hizalanmalar uzun periyotlu yığılmalar şeklinde görülebilirler [17]. Bunlar Şekil 2.11’de gösterilmiştir.



Şekil 2.11: Süper örgü sistemleri [69].

Ürün fazında Cu-Al sistemlerinde DO_3 ve CuAlMn sistemlerinde $L2_1$ yapıları gözlemlenir. $L2_1$ (Cu_2AlMn) fazı aynı zamanda Heusler fazı olarak bilinen ve ferromanyetik özellik gösteren yarı kararlı (metastabil) bir fazdır [70]. Ürün ana fazda (β fazında) düzensiz hacim merkezli kübik yapıdadır. Soğutma işlemine maruz kaldıkça yapı, içerisindeki alüminyum ve mangan oranına bağlı olarak α' (3R), β' (18R) ve γ' (2H) martenzit türü oluşur. Bu martenzit tipleri süper örgü tipleri olup uzun periyotlu yığılma düzenlerini temsil etmektedir [71]. Uzun periyotlu yığılma düzenlerinin Zhdanov Ransdell gösterimleri Şekil 2.12’de verilmiştir.



Şekil 2.12: 2H, 3R ve 18R uzun periyotlu yığılma düzenlerinin Zhdanov Ramsdell gösterimi [12].

Martenzitik dönüşümlerde atomların komşulukları değişmemektedir. Faz geçişi esnasında göreceli olarak atomların yer değişimleri, dizilimlerinde belli bir düzen içinde farklılık göstermektedir. Bu yüzden ki ŞHA'ların kristal yapıları nizami bir düzen içinde ve süper örgü dizilişinde olmalıdır. Dönüşüm sonrası oluşan martenzit fazın örgüsündeki gerilimler ikizlenme sonucu oluşur ve dislokasyon değildir [3, 17, 40, 72].

2.5 Elektron Konsantrasyonu

ŞHA'lar malzemenin ısıtılması veya soğutulması ile tersinir martenzitik faz dönüşümü gösterir ve termoelastik martenzitik dönüşüm olarak adlandırılır [73, 74]. Atomik diziliş ve atomların martenzitik fazda bulundukları düzen karakterizasyonda çok önemlidir [12]. Cu bazlı ŞHA'larda uzun periyotlu yığılma düzenine sahip martenzitik yapılar termoelastik bir dönüşüm gösterdikleri gibi faz alanları B2 ve DO₃ düzenlerinde ~1.40 ve ~1.50 civarı bir elektron kontrasyon aralığında yer almaktadır [17]. Alaşımlarda elektron konsantrasyonu olarak adlandırılan e/a oranı alaşımda atom başına ortalama serbest bir diğer tabirle valans elektron sayısıdır. Hesaplama metodu aşağıdaki denklemde sunulduğu gibidir.

$$\frac{e}{a} = \sum_i (valans)_i \times (atomik)_i \quad (2.3)$$

Yapılan literatür araştırmalarında bakır ve mangan için valans değerliklerinin bir, alüminyum elementi için üç olarak kullanıldığı tespit edilmiştir [75-78].

Örnek bir elektron konsantrasyonu değeri hesaplaması için atomik yüzde oranları %76.39Cu - %19.53Al - %4.08Mn olan alaşımı ele aldığımızda:

$$\frac{e}{a} = \frac{(76.39 \times 1 + 19.53 \times 3 + 4.08 \times 1)}{100} = 1.391$$

İşleminin sonucunda elektron konsantrasyonun 1.391 olduğu hesaplanmıştır.

Martenzitik dönüşüm yapabilen Cu bazlı ŞHA'lar Hume-Rothery malzeme sınıflandırma türüne aittirler ve faz stabilizasyonu baskınlığı elektron konsantrasyonu (e/a) ile ifade edilirler [79]. HMK yapılar sadece yüksek sıcaklıklarda stabil bir durum sergiler ve kararlılığı sadece uygun soğutma ortamlarını yakaladıkları zaman koruyabilirler. Bazı belirli bileşiklerde metastabil HMK yapı martenzitik dönüşüme uğrar, soğutma esnasında belirli bir düzen sırası içerisine girer ve bu değişim HMK yapıdan martenzit yapıya geçişteki kararlılığı göreceli olarak değiştirir [80]. Martenzitik dönüşümü göz önüne alındığında martenzitik yapı e/a oranına bağlıdır. Yapılan araştırmalarda CuAlMn yapılarında genel olarak, yaklaşık e/a≤1.46 civarında 18R martenzit tipi gözlemlenirken e/a≥1.46 değerinde ise 2H tipi martenzit yapısına rastlanmıştır [75, 81]. Aynı zamanda Heusler alaşımı içerisindeki alüminyum içeriğinin uzun periyotlu yığılma düzeninin derecesini de düşürdüğü araştırmacılar tarafından rapor edilmiştir [43, 82].

2.6 Şekil Hafızalı Alaşımlarda Termal Yaşlandırma

Şekil hafıza etkisi ana fazdan dönüşen veya her ikisini de barındıran metastabil martenzit bir yapıya sahip alaşımlarda meydana gelir. Her iki durumda da faz veya fazlar sıcaklık oranına bağlı olarak daha stabil bir yapıya geçebilmek için dönüşüm esnasında difüzyonlu bir işleme uğrarlar. Bu işlem de şekil hafıza kapasitesinde bir azalma olarak karşımıza çıkar. Termal döngülerde kullanılan bu ürünlerin stabil olması, kullanılan alanda daha başarılı işler çıkarması anlamına gelmektedir [83].

Yaşlandırma işlemi zamana bağımlı olarak malzemenin belirli bir sıcaklıkta bekletilerek gerçekleştirilen bir prosestir. Zamana bağlı olma özelliği difüzyonun yaşanma süresince bulunduğunu açıkça göstermektedir. Bu işlemde malzeme içerisinde oluşan çökelti dislokasyon gibi kusurları engellerler. Bu yüzden yaşlandırma işleminde atom yayılımı veya kusur oluşumu araştırmacılar tarafından kabul edilmektedir [84].

Bakır bazlı ŞHA'lar, termal yaşlandırma işlemine karşı çok hassastırlar ve yaşlandırma işleme sonrası dönüşüm davranışları farklılık gösterir. Zamana bağlı yaşlandırma işleminde martenzit yapısı değişir ki bu teknolojik uygulamalarda kullanılan ŞHA'lar için uygun değildir [85].

Cu bazlı alaşımlarda β (HMK) fazı difüzyon ile ayrışmaya daha müsait bir yapıda iken Mn elementi alaşım içerisindeki ayrışma işlemini yavaşlatan bir yapıya sahiptir. Bu sayede ŞHA'lar klasik termal döngülerde ve yaşlandırma işleminde daha kararlı bir yapı gösterirler [86].

2.7 Şekil Hafıza Alaşımların Karakterizasyonu

Alaşımlama işleminde istenen oranlarda ürün elde etmek çok zor bir işlem olduğu gibi üretilen malzemenin kimyasal bileşenlerini bilmek de çok önemli bir konudur. Alaşımın içerisindeki elementlerin oranı alaşımın bütün karakterini etkiler. Ürünün bütün fiziksel davranışlarının sebeplerinin başlıca unsuru olarak yapının bileşenleri gösterilebilir. Kimyasal kompozisyon birçok metot ile ölçülebilmektedir [87]. Bunların içerisinde tahribatsız muayene yöntemlerinden enerji dağılımlı X-ışını analizi (EDS) niteleyici bir ölçüm sağlar.

ŞHA'lar, termal bir işlem sonucunda mikro yapıdan başlayan tepkilerin bütününün makro yapıya kadar uzanan fiziksel değişimi sonucudur. ŞHE'nin görülebilmesi için ısı işlem gereklidir ve bu işlemin sonucunda belirli sıcaklıklarda faz geçişleri

olmaktadır. ŞHE'nin gerçekleştirmiş olduğu iş, faz dönüşümleri sonrası gerçekleştiği için fazların başlangıç ve bitiş sıcaklık değerlerinin bilinmesi gerekmektedir. Bu sıcaklıklar bilindiği takdirde ŞHA pratikte kullanım için anlam kazanacaktır. Örneğin küçük bir histerisise sahip olan ŞHA'lar yapı elemanı hızlı aktüatör uygulamalarında (ör. robotik ve mikro elektro mekanik uygulamalarda) sıklıkla kendisine yer bulurken histerisis aralığı uzun yapılar ise uzun süre üzerindeki şekli koruması beklenen uygulamalarda (ör. ayrılabilen veya boru birleştirme uygulamaları) kullanılmaktadır [88]. Östenit ve martenzit fazların birbirine dönüşümünde iki faz arasındaki enerji farkı iş yapan unsurdur. Faz geçişlerinde meydana gelen malzeme içerisindeki enerji değişimi diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) cihazı ile tespit edilerek enerji değişimlerinin meydana geldiği sıcaklık aralıkları ile faz değişiminin başlangıç ve bitiş sıcaklıkları belirlenir [7]. Aynı zamanda geçiş sıcaklıkları dilatometre, elektrik direnç ölçümleri gibi cihazlar ile de yapılabilir [89]. DSC cihazından elde edilen enerji değişimi ve sıcaklık tablosunda meydana gelen pikler malzeme içerisindeki enerji değişimini gösterir ve bu da yeni bir fazın oluşumunu simgeler. ŞHA'larda genelde östenit fazının başlangıç sıcaklık değeri " A_s " olarak bitiş değeri ise " A_f " olarak ifade edilir. Martenzit faz için de fazın başlangıç ve bitiş sıcaklıklarını belirtmek için benzer ifadeler olan " M_s " ve " M_f " sembolleri kullanılmaktadır. Alaşımların kimyasal kompozisyonları, yaşlandırma ve homojenizasyon gibi termal işlemler makro düzeyde fiziksel özelliklerini değiştirdikleri gibi, malzemenin mikro düzeyde olan yapısal düzenini de değiştirmektedir. Atomların sıralanışı ve bulunmuş oldukları fazlar bu işlemler ile birebir ilişkilidir. Atomların bulunmuş oldukları düzen ve tanelerin içermiş olduğu faz yapıları x-ışını kırınım cihazı (XRD) ile tespit edilmektedir. Malzeme üzerine gönderilen ışın demetlerinin yansıma açısı ve şiddeti malzemenin bulunmuş olduğu yapı hakkında kullanıcıya bilgi sağlamaktadır [90].

Fazların atomik düzeyde incelenmesinin mikro düzeye yansımaları ayrı bir fiziksel yorum gerektirmektedir. Bu inceleme düzeyi çıplak göz ile mümkün olmamaktadır. Malzemenin yüzeyinde oluşan mikro seviyedeki değişimleri gözlemleyebilmek için yüksek derecede büyütme yeteneğine sahip optik mikroskop gibi analiz cihazlarının kullanılması gerekmektedir. Günümüzde metal optik mikroskoptan daha yetenekli ve daha gelişmiş muayene yöntemleri bulunmaktadır. Bunlardan birisi olan taramalı elektron mikroskobu (SEM) gerçek zamanlı malzemenin fiziksel özelliklerine bağlı olarak yüzey morfoloji karakterini gösteren yapıların kullanıcının arzuladığı ölçekte

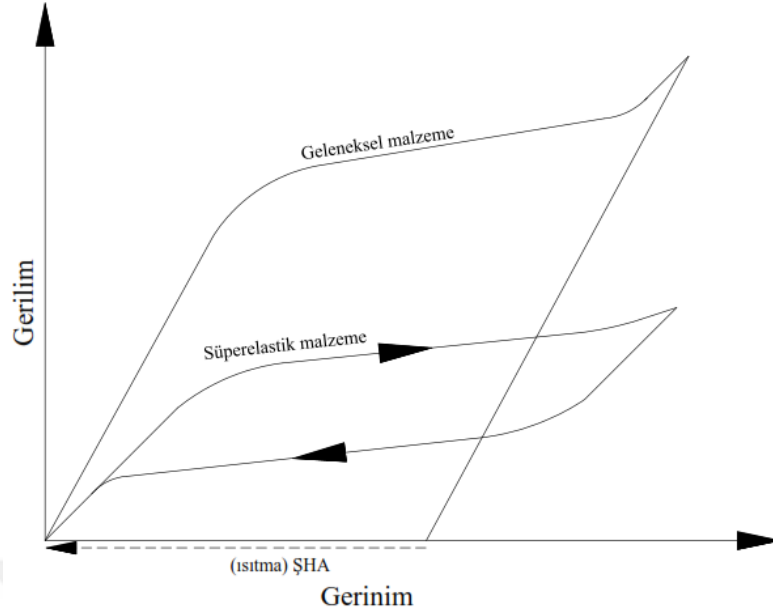
resimlerini sağlayabilmektedir. Ortalama bir SEM cihazı X20000 ölçekten fazla büyütme sağlayabilmektedir [91].

ŞHA'ların genel olarak sağlamış olduğu bu fiziksel özelliklerin, endüstriyel uygulamalarda kullanıcıların ihtiyaçlarını karşılamak ve ürün seçimi yapmalarını kolaylaştırmak için derlenmesi gerekmektedir [92]. Bu sayede yapılan çalışmalar bütünlük kazanacaktır.

2.8 Şekil Hafızalı Alaşımlar

Tunç ve demir çağından beri alaşımlar, insanlık tarihine hizmet etmektedir. Hemen hemen hayatımızın her noktasında yer alan metaller hafiflik, mukavemet ve diğer özelliklerine göre karakterize edilerek çok çeşitli hallerde üretilmiş ve kullanıma sunulmuştur. Geride bıraktığımız yüzyılda malzemenin mikro yapısını daha yakından anlayarak malzeme bilim ve teknolojisi çok hızlı şekilde ilerlemiştir. Malzemelerin klasik özelliklerine ilave olarak sensörlük, tahrik edilebilme gibi mühendislik özellikleri de bu ilerlemede kendine yer bulmuş, çok fonksiyonlu malzemeler keşfedilmiştir [93].

Çok fonksiyonlu malzemeler arasında, makroskobik seviyede tekrarlı olarak deforme olmadan önceki orijinal şeklini geri kazanabilen alaşım grupları bulunmaktadır. Bu gibi sıra dışı niteliklere sahip olan alaşımlar akıllı malzeme veya şekil hafızalı alaşım olarak adlandırılmaktadır. Çevresel etkilere reaksiyon veren bu olgunun altyapısında sıcaklık değişimi ile meydana gelen katı hal faz dönüşümü sayesinde malzemenin içyapısındaki kristal tipi değişimleri yer almaktadır [26]. Bu termomekanik çevirimler sayesinde ŞHA'larda süperelastiklik ve şekil hafıza etkisi görülmektedir [94]. Şekil hafıza etkisi östenit fazında hatırlama yapan tek yönlü SHE ve östenit ile martenzit fazında hatırlama etkisi gösteren çift yönlü SHE olmak üzere iki türden meydana gelmektedir. Süperelastiklik özelliği ise malzemenin östenit fazda sınırlı miktarda maruz kalmış olduğu yine aynı faz içerisinde bir dönüşüm almadan eski haline gelmesi olarak karşımıza çıkmaktadır [95]. Bu malzeme tipindeki gerinim modeli klasik tip alaşımlara nispeten çok farklı olduğundan yeni nesil uygulamalara olanak sağlamaktadır. Şekil 2.13'te yer alan klasik ve süperelastik alaşımlar arasındaki karşılaştırmalı gerilim-gerinim grafiği açıkça bu farkı ortaya koymaktadır.



Şekil 2.13: Klasik, süperelastik ve şekil hafızalı alaşımların gerilim-gerinim karşılaştırması [65].

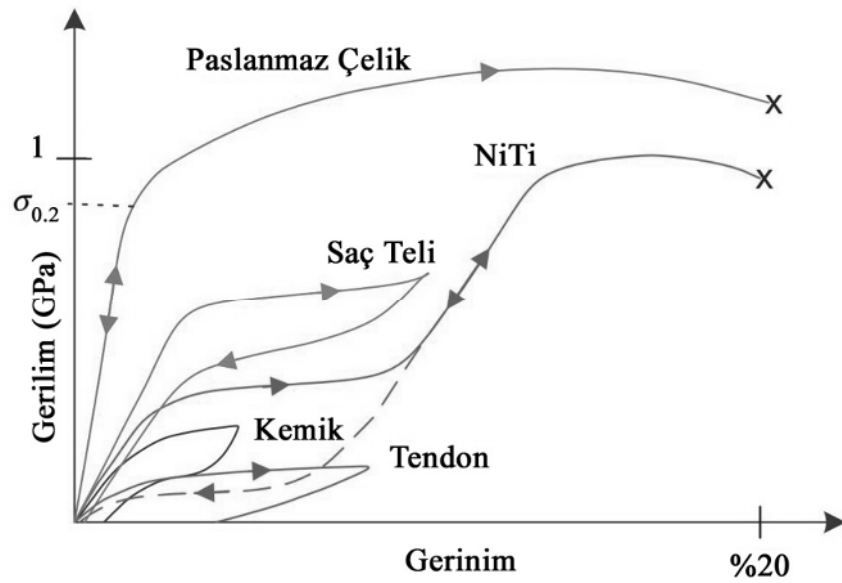
ŞHA'ların 1932 yılında Ölander [13] tarafından keşfedilmesinden yıllar sonra 1965'te Chang ve Read [96] yine Au-Cd üzerinde çalışırken ilk olarak "şekil kazanım", (shape recovery) terimini kullandılar ve aynı zamanda direnç değişikliği ile ters ve ileri dönüşüm üzerine çalıştılar. Buehler ve Wiley [96] NiTi alaşımları üzerine yapmış oldukları çalışmalarda "şekil hafıza etkisi" (shape memory effect) terimini malzemenin bir özelliği olarak rapor etmişlerdir. 1960'lı yıllardan sonra NiTi alaşımları daha önce keşfedilen alaşımlara oranla ucuz ve üzerinde kolay çalışılabilir olmasından dolayı, araştırmacıların ilgisini çekmiştir. Bu araştırmalar sonucu şekil hafıza olayı sadece metalik malzemelerde değil aynı zamanda farklı malzeme türü olan seramik ve polimer gibi malzemelerde de görülmüştür [3]. Alman metalograf Adolph Martens tarafından bulunan martenzit ve Robert Austen tarafından bulunan Östenit fazları, kendilerini onurlandırmak için kendi isimleri ile adlandırılmıştır. Martenzit fazı ilk olarak çelik sertleştirmede tersinir olmayan bir faz olarak bulunmasına rağmen daha sonraki zamanlarda demir dışı malzemelerde de bulunduğu tespit edilmiştir [97]. Bu katı hal çevirimlerine uygun ŞHA'ların pratik anlamda kullanımları üç çeşit olarak sınırlıdır. Bunlar NiTi alaşımları, Cu bazlı ve Fe bazlı alaşımlardır. Bunlar kendi aralarında farklı özelliklere sahiptir [3, 66]. Farklı tip malzemelerin göstermiş olduğu dönüşüm sıcaklıklarını gösteren Çizelge 2.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 2.1: Bazı ŞHA'ların göstermiş oldukları dönüşüm özellikleri [98].

Alaşım	Bileşim	M_s (°C)	Dönüşüm Sıcaklık histeresisi (°C)	Dönüşümün tipi	Tipi
AgCd	44~49at.%Cd	-190~-50	~15	B2 → M2H	düzenli
AuCd	46.5~50at.%Cd	30~100	~15	B2 → M2H	düzenli
CuAlNi	14~14.5ağ.%Al 3~4.5ağ.%Ni	-140~100	~35	DO ₃ → 2H	düzenli
CuAuZn	23~28at.%Au 45~47at.%Zn	-190~40	~6	L2 ₁ → M18R	düzenli
CuSn	~15at.%Sn	-120~30		DO ₃ → 2H veya 18R	düzenli
CuZn	38.5~41.5ağ.%Zn	-180~-10	~10	B2 → 9R veya M9R	düzenli
CuZnX (X=Si, Sn, Al, Ga)	birkaç %ağ. X	~180-100	~10	B2 → 9R veya M9R DO ₃ → 18R veya M18R	düzenli
InTl	18~23at.%Tl	60~100	~4	KYM → TYM	düzensiz
NiAl	36~38at.%Al	-180~100	~10	B2 → M3R	düzenli
TiNi	49~51at.%Ni	-50~100	~30	B2 → B19	düzenli
FePt	~25at.%Pt	~130	~4	L1 ₂ → düzenli BCT	düzenli
FePd	~30at.%Pd	~100		KYM → TYM → THM	düzensiz
MnCu	5~35at.%Cu	-250~180	~25	KYM → TYM	düzensiz

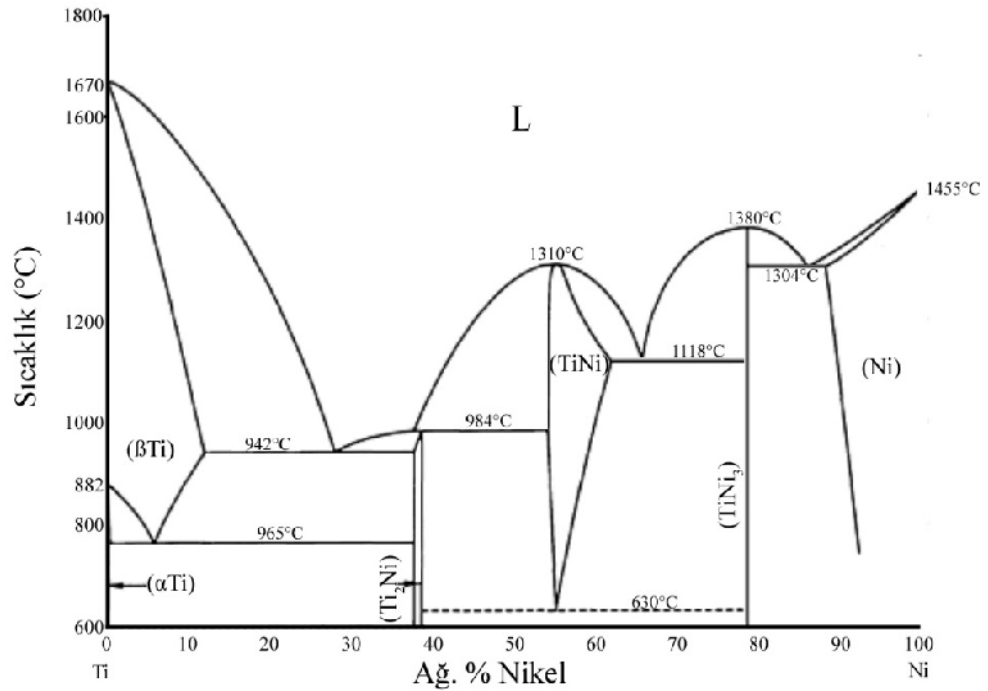
2.8.1 NiTi şekil hafızalı alaşımlar

NiTi alaşımlar 1960'larda Amerika'da (Naval Ordnance Laboratory) bulunmuş ve yüksek hızla ilerleyen araştırmalar sonucunda ticarileşerek göstermiş olduğu yüksek ŞHE ile süperelastiklik özelliklerinden dolayı gündelik hayatımızdaki yerini almıştır [96, 99]. NiTi alaşımlar aynı zamanda yüksek korozyon direnci ve biyo uyumluluğa sahiptir. Bu sayede birçok biomedikal cihaz yapımına uygun bir yapı sergilemektedir. NiTi ŞHA deformasyon sonrası %8'e kadar olan gerinimi geri kazanabilmektedir [3]. NiTi bazlı araştırma yapan Melzer ve Stoeckel yapmış oldukları biyomedikal bazlı bir çalışmada Şekil 2.14'de bulunan malzeme karşılaştırmalı grafiğe yer vermişlerdir.



Şekil 2.14: Farklı malzemelerin NiTi ile karşılaştırması [66, 100].

NiTi alaşımı ikili bir alaşım olsa da Fe, Cu, Nb, Pd, Pt, Hf veya Zr gibi elementlerin ilavesi ile dönüşümlerdeki histerisis aralıklarını değiştirerek farklı özellikler kazanması sağlanmıştır [93, 101]. NiTi alaşımlarda genelde faz akışı B2 $\rightarrow$ R $\rightarrow$ B19' şeklinde oluşur. Bu bağlamda görülen R fazı martenzit ve östenit fazında farklı olarak karşımıza çıkmaktadır. NiTi alaşımının ikili faz diyagramı Şekil 2.15'te sunulmuştur.



Şekil 2.15: NiTi alaşımının ikili faz diyagramı [3, 102, 103].

NiTi ŞHA'lara üçüncü element ilavesi ile çok farklı özellikler sağlanmış ve yeteneklerinin çok daha fazla arttığı görülmüştür. Bu ilavelerden Fe etkisi düşük M_s değeri elde edilmesini sağlamıştır. Bakır ilavesi popülerliği artan başka bir element ilavesi olup düşük dönüşüm histerisisi sağlayarak döngü sayını arttırmıştır. Paladyum eklentisi NiTi ŞHA'ların otomobil uygulamaları gibi yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılmasına imkân tanımıştır. Neobyum ise geniş bir histerisis aralığına sahip özellikler kazandıran bir element olarak NiTi alaşımının zenginleşmesini sağlamaktadır [65].

2.8.2 Cu bazlı şekil hafızalı alaşımlar

NiTi ŞHA'ların çok iyi derecede göstermiş olduğu ŞHE, süperelastiklik ve biyoygunluk özelliklerine karşın yüksek üretim maliyeti araştırmacıları alternatif ŞHA arayışına yönlendirmiştir. Cu bazlı ŞHA'lar iyi seviyedeki şekillendirilebilirlik, elektrik ve ısı iletkenlikleri sayesinde alternatif ve daha ucuz bir malzeme olarak kullanılmaya başlanmıştır. Bu tip ŞHA'lar NiTi alaşımlara göre dönüşümlerde daha az histerisis göstermektedirler. Funakubo tarafından yapılan NiTi ve CuZnAl alaşımlarının karşılaştırmasına ilişkin Çizelge 2.2'de sunulmuştur.

Çizelge 2.2: NiTi ve CuZnAl ŞHA'ların karşılaştırılması [104].

	NiTi	CuZnAl
Kazanılan gerinim	Maks. %8	Maks. %4
Kazanılan gerilim	Maks. 400 MPa	Maks. 200 MPa
Döngü sayısı	10^5 ($\epsilon=0.02$)	10^2 ($\epsilon=0.02$)
	10^7 ($\epsilon=0.005$)	10^5 ($\epsilon=0.005$)
Korozyon direnci	İyi	Sorunlu, özellikle gerilim bazlı çatlamlar
İşlenebilirlik	Zayıf	Orta
Şekil Hafıza işlemi	Nispeten kolay	Oldukça zor

2.8.2.1 CuZnAl şekil hafızalı alaşımlar

İkili alaşımlamalar Cu-Al ve Cu-Zn olarak kullanılmakta ve genel olarak faz stabilizasyonunu sağlamak ve farklı özellikler kazandırmak için üçüncü bir alaşımlama elementine ihtiyaç duymaktadırlar [3, 93]. Yaklaşık olarak at.%40 Zn alaşımı içeren Cu-Zn alaşımlarda, M_s sıcaklığının oda sıcaklığının oldukça altında

olduğu rapor edilmiştir [104, 105]. M_s Sıcaklığını artırmak ve β fazını stabilize etmek için Al, Ga, Si ve Sn eklenir [3]. Bunlardan düşük maliyet ve yüksek işlem performansı nedeniyle en çok CuZnAl üzerine çalışma yapılmıştır. CuZnAl alaşımlar özellikle yangın önleme gibi araçlarda kullanılmaya devam etseler de endüstriyel ölçekte gelişmesini önleyen iki ana problem bulunmaktadır. Bunlardan birincisi doğal yaşlanma ve termomekanik proseslerde tane büyümesi sıkıntısıdır. Bu sorunlar SHE yeteneğini düşürmektedir. İkinci sorun ise alaşımların termomekanik prosesler sonrası termoelastik dönüşüm sıcaklıklarının değişmesidir [106]. Çünkü bakır bazlı SHA'lar ısıtılma işlemlere karşı çok hassastırlar [107]. CuZnAl alaşımındaki martenzit fazı düzenlemek için birçok araştırmacı farklı çalışmalar yapmışlardır [108-113].

2.8.2.2 CuAlNi şekil hafızalı alaşımlar

Cu-Al bazlı SHA'larda ağırlık %9 - %14 alüminyum içeriği gösteren yapılar martenzitik dönüşüm gösterirler [114]. Cu-Al alaşımlarında Cu-Zn de olduğu gibi β fazını stabilize etmek ve SHE artırmak için Zn, Ni ve Mn gibi üçüncü bir element eklenir [43]. Bu alaşımlardan CuAlNi alaşımı 100°C üzeri yüksek sıcaklıklarda termal stabilitesi sayesinde yüksek sıcaklık özellikli şekil hafızalı alaşımı olarak düşünülmektedir [115, 116]. CuZnAl alaşımına benzer bir şekilde CuAlNi alaşımında anizotropik elastik özelliği ile birleşmiş büyük tane yapısı yüzünden ciddi derece kırılğan bir yapı göstermektedir. Bu sorun yüzünden pratikte kullanım alanı kısıtlanmaktadır [117, 118]. Ti, Zr, Mn, B, Y, V ve nadir toprak elementleri gibi dördüncü alaşımlama elementleri klasik CuAlNi alaşımının özelliklerini düzenlese de küçük ilaveler tane büyüklüklerini tatmin edici miktarda kısıtlamamaktadır. Bunun yanı sıra yüksek oranda kullanılması halinde oldukça büyük miktarda kaba ikinci faz parçacıkları oluşturarak mekanik özelliklerini tehlikeye sokmaktadır [119].

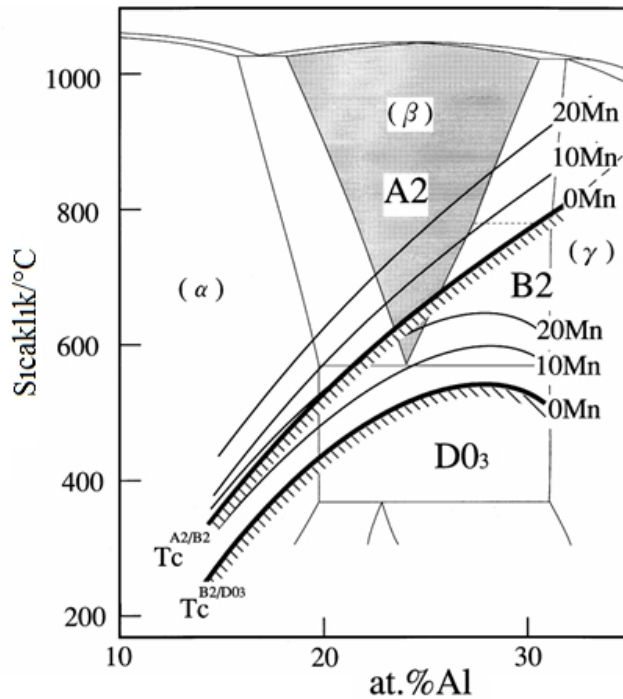
2.8.2.3 CuAlBe şekil hafızalı alaşımlar

CuAlBe alaşımları CuZnAl ve CuAlNi alaşımlarının sunmuş olduğu avantajların toplamını sunar. Alaşımın içerisindeki element oranlarının ayarlanması ile dönüşüm sıcaklıkları 200°C sıcaklığa kadar artabilirken aynı zamanda düşük sıcaklıklara da ayarlanabilme ihtimali bulunmaktadır. Fakat CuAlNi alaşımına benzer şekilde 600°C gibi yüksek sıcaklıkta şekillenmektedir. Bu alaşım türünün diğer bir dezavantajı ise

berilyum elementinin berilyumoksit olarak sağlığa zararlı bir yapı olmasıdır. Bütün bunlara rağmen Be alaşım içerisinde çok az biçimde kullanılır [120, 121].

2.8.2.4 CuAlMn şekil hafızalı alaşımlar

CuAlNi ve CuZnAl alaşımlarının β fazlarının yüksek dereceden sıralı bir yapı dizilişi ve yüksek elastik anizotropi, bu alaşımların kırılğan yapıya sahip olmalarına neden olmaktadır [122]. Fakat daha sonra araştırmacıların yeni ürün arayışı için yapmış olduğu çalışmalarda CuAlMn alaşımında nispi olarak düşük miktarda alüminyum kullanımında ana fazın düşük dereceli bir diziliş gösterdiği keşfedilerek, mekanik özelliklerinin özellikle de sünekliğinin oldukça iyi olduğu gözlemlenmiştir [82, 123]. Bunun yanı sıra CuAlMn alaşımında Mn elementi sayesinde manyetik özellikler de sergileyebilmektedir [76]. Diğer bütün şekil hafızalı alaşımlarda olduğu gibi alaşımlama elementleri ve miktarları [124-126] ve ısıt işleme yöntemleri [7, 127] malzemelerin göstermiş olduğu hem fiziksel hem de mekanik karakter yapılarını değiştirerek kullanıcıya değişik özelliklerle tanışma imkânı sunmaktadır. Yapmış olduğumuz bu çalışmada CuAlMn üzerine deneyler yapılarak detaylı olarak alaşımlama elementlerinin oranlarını ve ısıt işlemlerin karakterizasyonu araştırılmıştır. β fazını gösteren farklı düzeylerde at.% Mn kesitinde CuAlMn faz diagramı Şekil 2.16'da verilmiştir.



Şekil 2.16: at.% 0, %10, %20 kesitinde CuAlMn faz diagramı [69].

2.8.3 Fe bazlı şekil hafızalı alaşımlar

Fe bazlı ŞHA'lar ilk olarak Japonya'da tek kristalli Fe-30Mn-1Si olarak keşfedilmiştir [128]. Daha sonra 1986 yılında ise çok kristalli hali üzerinde çalışmalar yapılarak başarılı sonuçlar alınmıştır [129]. FeNiCoTi ve FeMnSi başlıca Fe bazlı ŞHA'lardır [93]. Demir bazlı (ferrous) Fe-Mn alaşım sistemlerinin yeni model ŞHA'lar olacağı düşünülmekle birlikte büyük histerisis ve zayıf şekil etkisi yüzünden Fe-Mn ikili sistemleri geri planda kalmaktadır. Si, Cr, Co, Ni ve C ilaveleri ile bu sorunlar giderilmeye çalışılmaktadır [130]. Aynı zamanda Fe bazlı ŞHA'lar NiTi alaşımlarına göre kısıtlı korozyon direncine sahiptir [131]. Bu nispi özelliğin yanı sıra işlenebilirlik, kaynak edilebilirlik, yüksek mekanik dayanım ve iyi derecede şekillendirilebilme özellikleri bu alaşım tipini ayrıcalıklı yapmaktadır [132, 133].

2.9 Üretim teknikleri

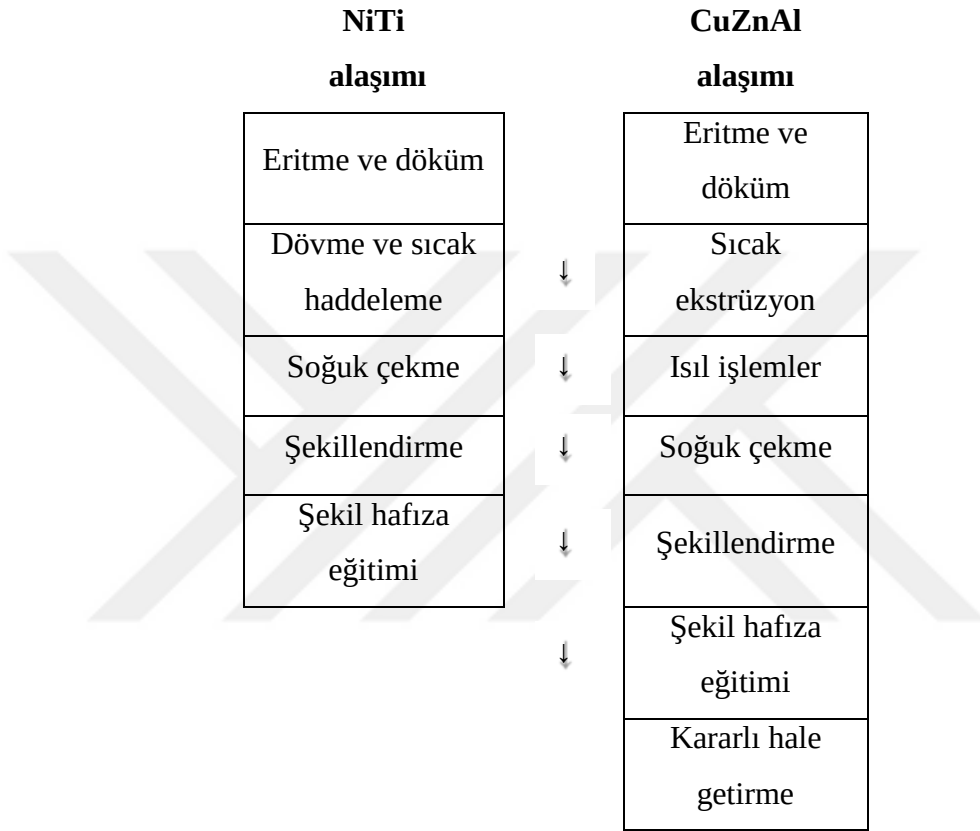
ŞHA'lar metal içerikli olduklarından üretiminde geleneksel metotlar uygulansa bile genelde özel detaylar gerektirmektedir. Alaşım tipine göre tercih edilecek olan üretim yöntemi değişkenlik gösterse de başlıca teknikler aşağıdaki şekilde sıralanabilir [134, 135].

- Döküm ve tel çekme yöntemi
- Toz metalürjisi
- Hızlı soğutma (Hızlı katılaştırma)

2.10 Döküm yöntemi

Metal alaşım elde etme işleminde, ergitme yapabilmek için farklı tip fırınlar kullanılabilir. Bunlar elektrikli veya katı yakıtlı fırın, ark ergitme fırını ve indüksiyon ocakları şeklinde sıralanabilirler. Bu fırınlardan elektrikli ve katı yakıtlı ergitme fırını düşük ısınma hızına sahip olduğundan dolayı tercih edilmezler. Ark ergitme fırını ve indüksiyon fırınları ise kullanıcıya daha hızlı ve işleme esnasında daha çabuk müdahale edebilme imkanı vermektedir. ŞHA'lar için kullanılan elementler genelde oksijene oldukça duyarlı elementlerdir. Bu yüzden ergitme işleminde potanın atmosferden inert gaz sayesinde oksijenle olan ilişkisinin kesilerek istenmeyen oksitlenmeler engellenmiş olur. Bu sayede istenilen nitelikte alaşımlar oluşturulabilmektedir. Malzemeyi ergiterek alaşımı elde etmek yeterli olmamaktadır.

ŞHA elde etmek için alaşımların cinsine göre eritme işleminden sonra farklı mekanik ve termal işlemler uygulanmaktadır. Bunlara örnek olarak Şekil 2.17’de sunulan NiTi ve CuZnAl alaşımlarının işlem prosedürü gösterilmektedir. Şekil hafıza etkisinin eğitimine kadar olan süreç içerisinde ısıtım işlemlere ilave olarak sıcak ekstrüzyon, dövme, sıcak haddeleme ve soğuk çekme gibi mekanik muameleler de uygulanmaktadır [3].



Şekil 2.17: NiTi ve CuZnAl alaşımlarının üretim işlem adımları [3].

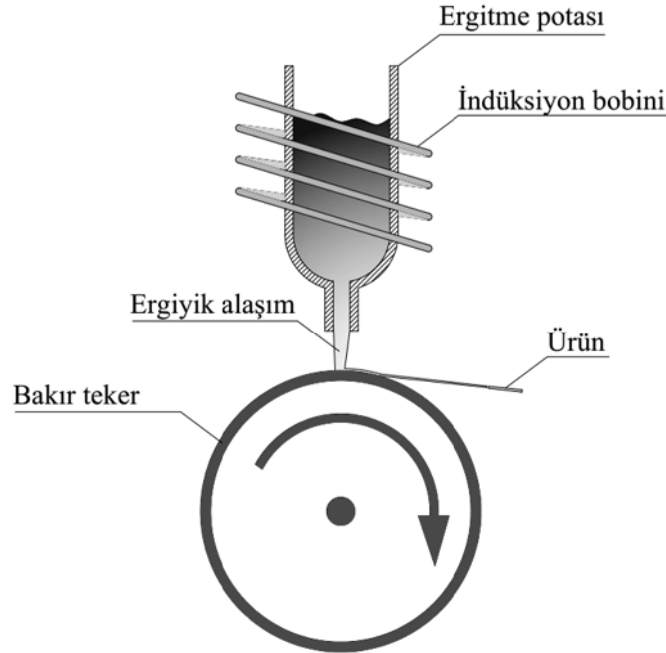
2.11 Toz metalürjisi

Toz metalürjisi günümüzde artık klasik üretim teknikleri arasına girmiştir. Bu yöntemde nihai ürünün içeriğinde olan özel yöntemlerle üretilmiş malzemeler sıcak izostatik presleme, soğuk izostatik presleme ve sinterleme gibi yöntemler sayesinde sıkıştırılarak nihai ürün elde edilir. Ürünler genelde gözenekli bir yapıya sahip olurlar [136]. ŞHA için toz metalürji yöntemi gelişmekte olan bir yöntemdir. Esasında bu yöntem iki şekilde kullanılmaktadır. Bunlardan ilkinde oluşturulması istenen ürünün içerik metalleri harmanlanıp, sıkıştırma işlemine tabi tutulduktan sonra sinterleme işlemi yapılmasıdır. Fakat bu işlemde homojenize olmayan dağılım kaçınılmaz bir

sorun olmaktadır. Diğer yöntem ise önceden hazırlanmış olan ve alaşımın cinsine göre farklı yöntemlerle elde edilmiş olan alaşım tozlarını kullanarak yapılan işlemdir. Bu işlemde özellikle NiTi alaşımlarda iyi derecede ŞHE görülmektedir [3].

2.12 Hızlı soğutma yöntemi

Hızlı soğutma yönteminde (melt spinning) ürünler genelde şerit veya fiber şeklinde elde edilirler. Her ne kadar indüksiyon ergitme işlemi sistemin bir parçası olsa da yöntemin diğer mekanik düzenleri elde edilen ürünün çok farklı niteliklere sahip olmasını sağlamaktadır. İnert gaz ortamında kuvars tüpün içerisinde eritilmiş alaşım dönen bir bakır tekerlek üzerine dökülür. Bakır tekerler üzerine dökülen alaşımın soğumasına yardımcı olması amacı ile tekerlek harici bir soğutma ortamına sahiptir. Tekerleğin üzerine dökülen ergiyik 10^4 - 10^6 K/s gibi soğuma hızında 20 ile 100 μ m gibi çok ince bir tabaka şeklinde oluşur [137]. Elde edilen alaşımı tane inceltmek için gerekli olan işlemlerden başka birisine ihtiyaç duymadan operasyon sonunda gerçekleşmektedir. Tane incilmesi ŞHA'larda yorulmadan kaynaklı sorunları iyileştirici niteliktedir. Aynı zamanda bu metot ile üretilen malzemeler oldukça iyi derecede ŞHE gösterirler [135, 138, 139]. Hızlı soğutma sisteminin şematiki Şekil 2.18'de gösterilmiştir.

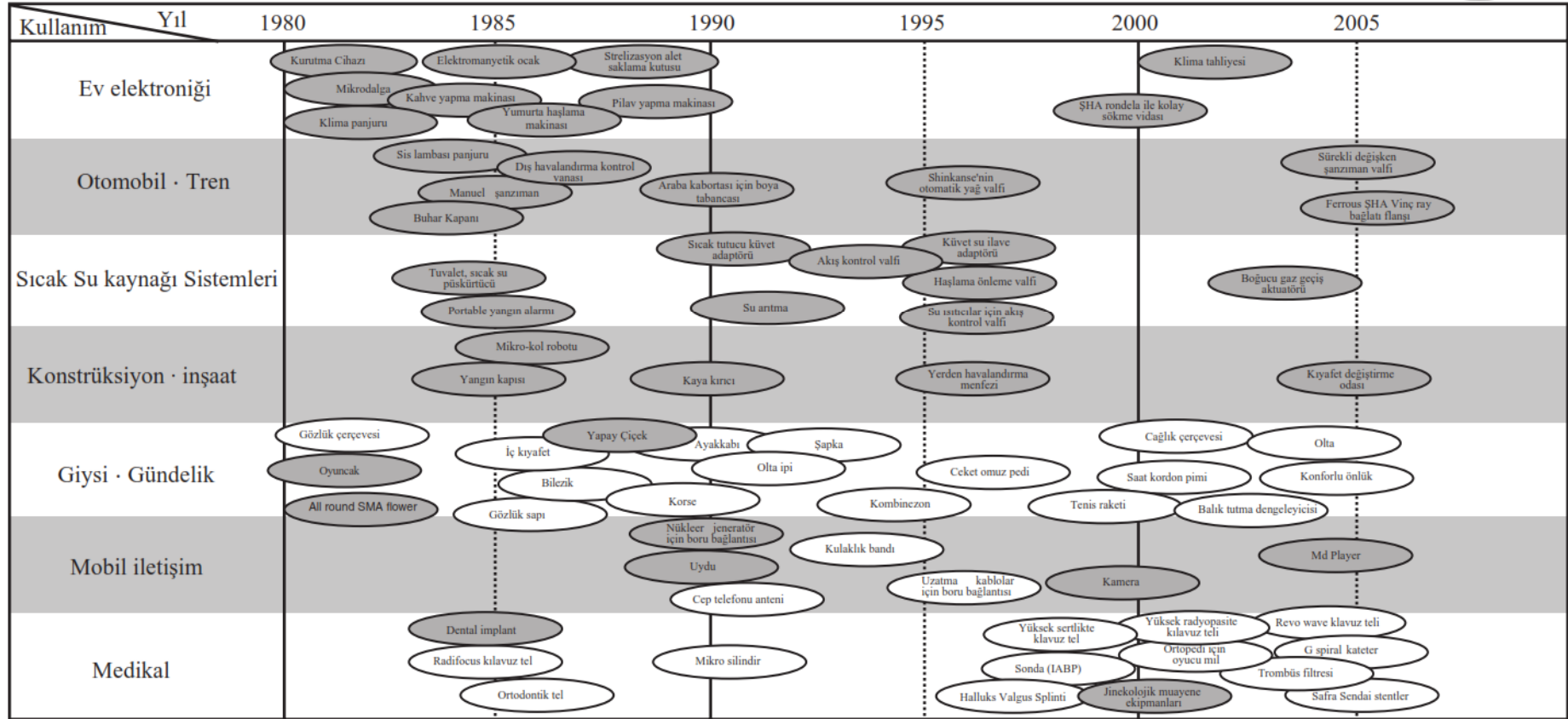


Şekil 2.18: Hızlı soğutma sistemi şematik gösterimi [139].

2.13 ŞHA'ların Kullanım alanları

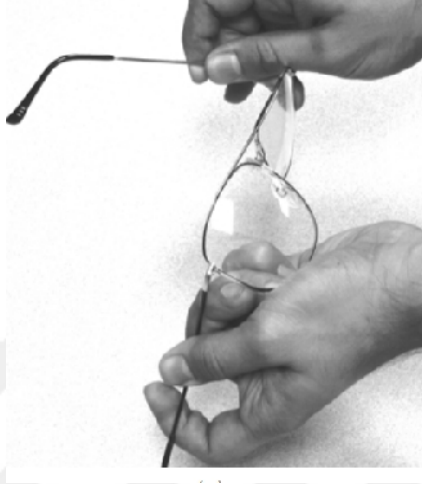
ŞHA'lar tasarımcılar için çok büyük avantajlara sahiptirler. Farklı birçok fiziksel karakterlere sahip olan ŞHA malzeme cinsi, dönüşüm sıcaklığı ve çalışma ömrü konularında oldukça ilerleme sağlamıştır [40]. Günümüzde en çok NiTi ve Cu bazlı ŞHA'lar ticari ürün olarak piyasada yer almışlardır. Fakat her iki alaşım da kendi içerisinde birbirinden çok farklı özelliklere sahiptir. NiTi alaşımları %8 gerinim kazanımına sahipken Cu bazlı alaşımlar %4-5 gibi gerinim kazanımına sahiptir. Bunların yanı sıra biyouyumluluk, korozyon direnci, yüksek süneklilik gibi özelliklerinden dolayı NiTi alaşımlar kullanıma daha elverişli olmaktadır. Diğer taraftan ise Cu bazlı alaşımların daha ucuz maliyetli olması daha geniş dönüşüm aralıklarına sahip olması da, alaşımın kullanımını cazip hale getirmektedir [140]. FeMnSi gibi diğer tür alaşımlar ticari pazara giriş yapmaya çok yakınlardır. Yüksek sıcaklık gerektiren uygulamalarda oldukça iyi bir potansiyeli olmasına rağmen üretim zorluğu, gevreklik ve benzer sorunlardan dolayı geliştirmeye yönelik araştırmalar halen devam etmektedir [140]. Dünyanın birçok yerinde önemli derecede yer tutan ŞHA'ların Japonya'da kullanım tarihçesi Şekil 2.19'da verilmiştir. ABD ve Kanada'da şirketler arasında yapılan araştırmada ŞHA'ların gelecek teknolojileri, pazar alanları ve uygulama alanları konusunda çalışmalar yapılmıştır. Çalışmalar sonucunda pazarda etkin kullanım alanı olarak şu konulara daha çok şans tanınacağını saptamışlardır [141-143].

- Bağlantı elemanları
- Biyomedikal ve medikal uygulamaları
- Oyuncaklar ve yenilikçi sunum ürünleri
- Aktuatörler
- Isı makinaları
- Sensörler
- Kriyojenik kalıplar
- Kaldırma donanımları
- Enerji emicileri ve titreşim söndürücüler

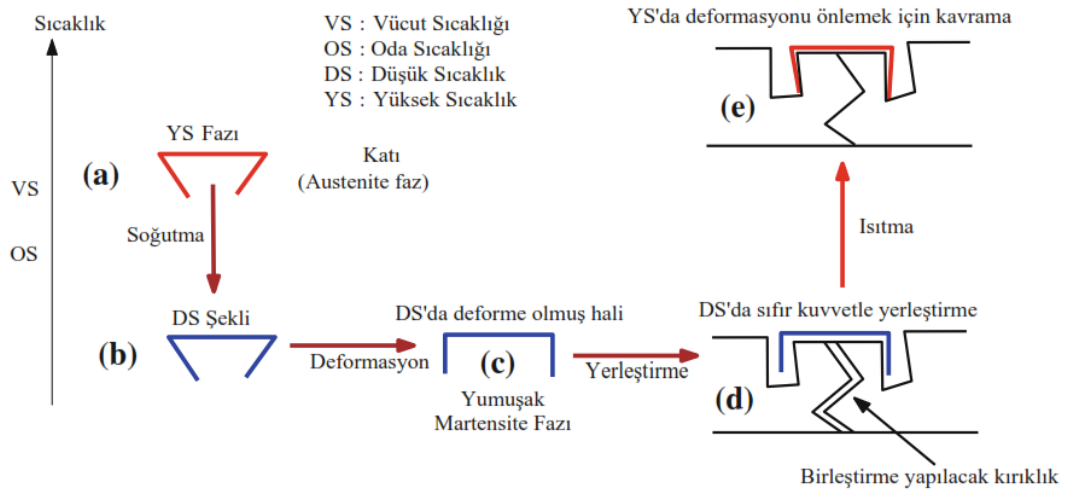


Şekil 2.19: Japonya'da ŞHA'ların kullanım tarihçesi [144].

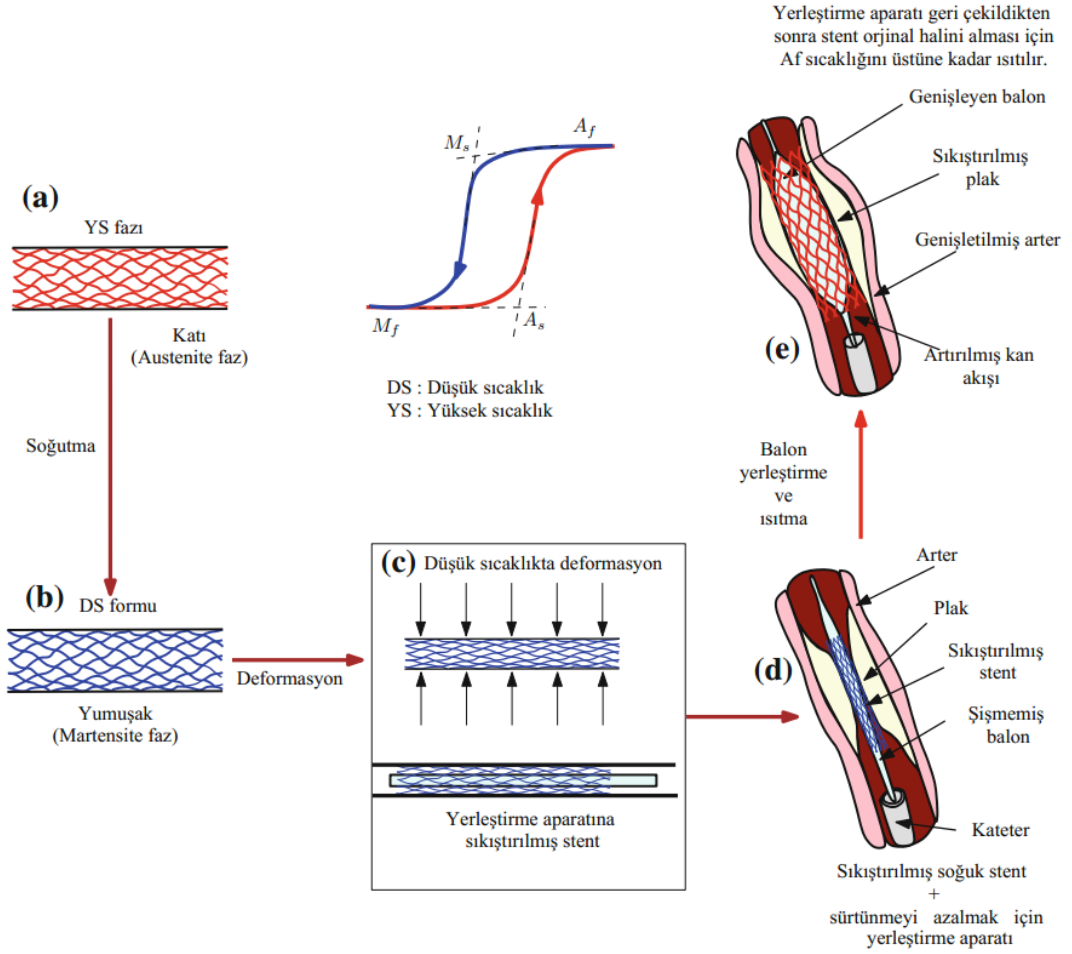
Günümüzde aktif olarak ŞHA'lar birçok ana sektörde sıklıkla kullanılmaktadır. Bunların başında medikal, otomotiv, robot, havacılık, uzay teknolojileri ve inşaat gelmektedir [18]. Bu uygulamalarda kullanılan ŞHA'lar sadece serbest geri şekil dönüşümü haricinde, tahrik elemanı veya oransal hareket kontrolü sağlayan nitelikler sağlayacak şekilde de değerlendirilmektedir [140]. ŞHA'ların uygulama resimleri Şekil 2.20 ile Şekil 2.27 arasında gösterilmiştir.



Şekil 2.20: Gözlük uygulaması [63].



Şekil 2.21: Kemikle birleştirme tekniği [145, 146].

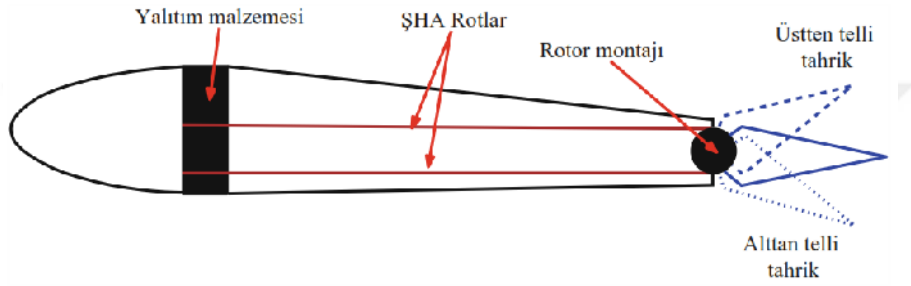


Şekil 2.22: Nitinol stent uygulama adımları [145, 146].

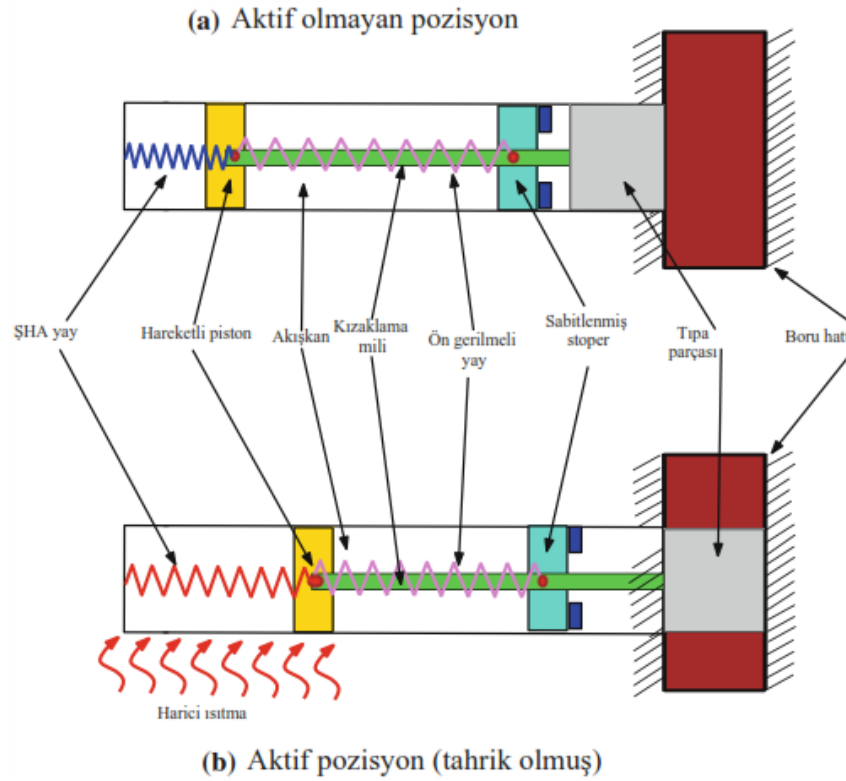
Stent kullanımını gösteren Şekil 2.22’de (a) yüksek sıcaklıkta östenit fazda ŞHA stent yapısını (b) kısmında ise oda sıcaklığında martenzit fazdaki stent yapısını göstermektedir. Şekilde (c) bölümünde arter içine kolay bir yerleştirmeye imkân tanınması için oda sıcaklığında geçici bir deformasyona uğramış stent bulunurken (d) bölümünde arter içerisindeki gerekli yere iletilmiş stenti göstermektedir. Şekil 2.22 (e) arter içerisine yerleştirilmiş stent yüksek sıcaklığa ulaştırılarak orjinal halini alması sağlanır ve asıl işini yapmaya başlar.



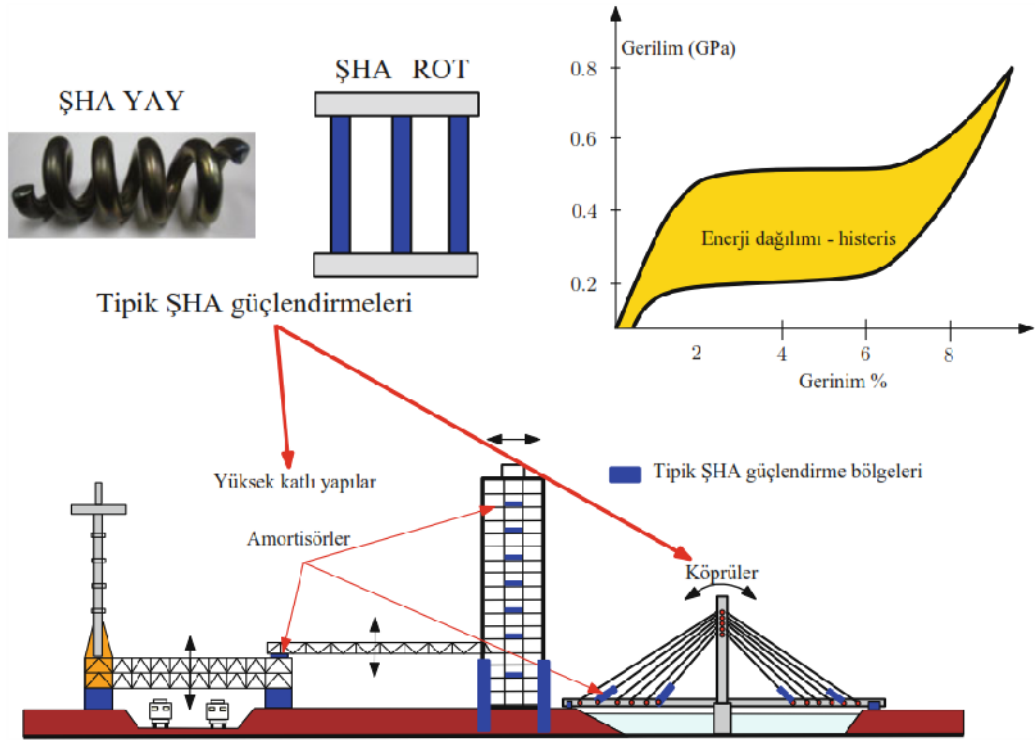
Şekil 2.23: Boeing değişken geometrili zig zag bant [147].



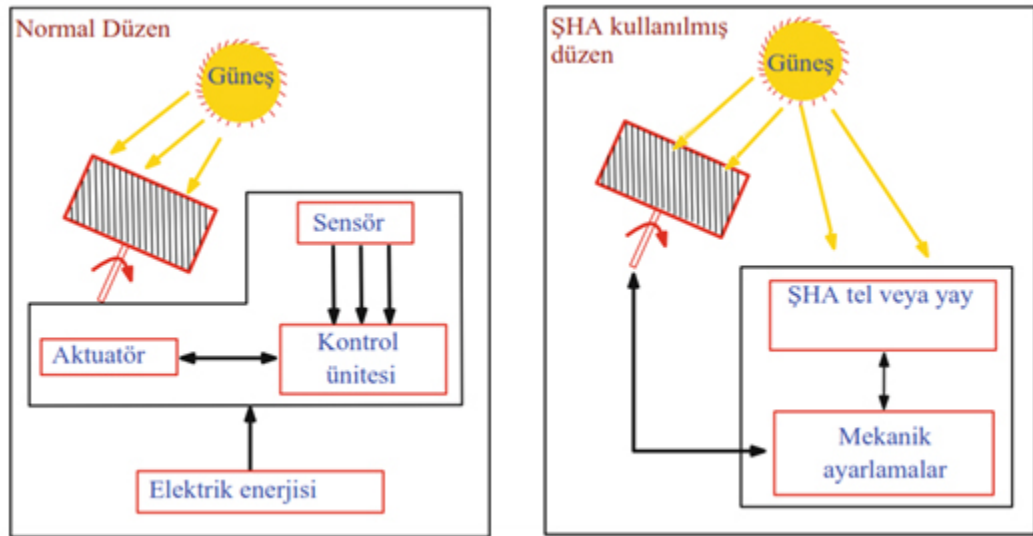
Şekil 2.24: ŞHA'ların kanat uygulaması [145, 148].



Şekil 2.25: Sıcaklığa duyarlı ŞHA'lı akış kontrol mekanizması [145, 149].



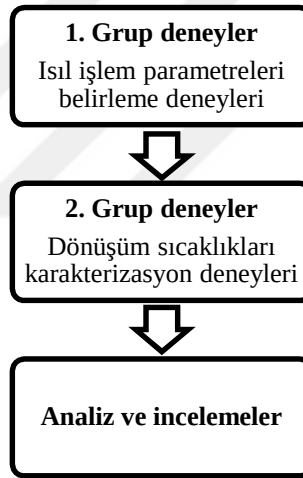
Şekil 2.26: İnşaat sektöründe kullanım örnekleri [145, 150-153].



Şekil 2.27: ŞHA ile güneş enerji kullanım mekanizması [145, 154].

3. MALZEME VE YÖNTEM

Tez çalışmamız iki aşamalı deney grubuna ayrılarak tamamlanmıştır. Bu deney gruplarından ilk kısmı olan yaşlandırma deney grubu uygulamasında üretilen malzemelere homojenizasyon sonrası yaşlandırma işleminde kullanılacak sıcaklık ve süre parametreleri seçimi için deneyler yapılmıştır. İkinci kısım olan faz dönüşüm sıcaklıkları karakterizasyon deney grubu ise 21 adet numunenin üretilip önceki deney setinden belirlenmiş olan yaşlandırma işlemi parametrelerini kullanarak hazırlanması ve dönüşüm sıcaklıkları karakterizasyonu yapılması şeklinde tasarlanmış ve uygulanmıştır (Şekil 3.1).



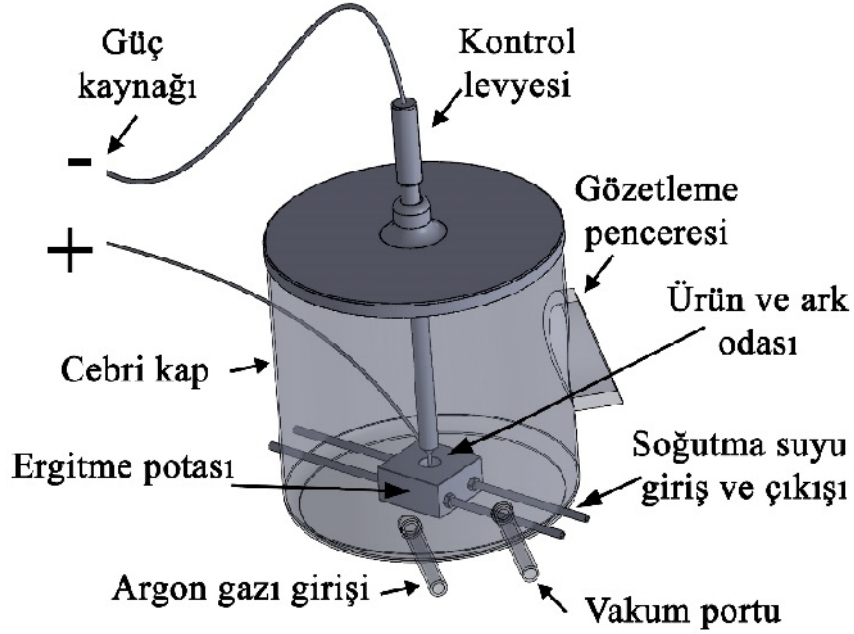
Şekil 3.1: Deney işlem sırası.

Numunelerin üretilmesinden ve homojenizasyon işlemi yapıldıktan sonra, numuneler üzerinde yaşlandırma işleminin faz dönüşümüne katkı sağladığı, deney tecrübelerinden ve literatür araştırmalarından anlaşılmıştır [15, 45-47]. Deneylere başlamadan önce yapılan pilot denemelerde, katılaşmada meydana gelen bileşim farklılıklarının (primer çökelmeler ya da çözelti segregasyonları) dengelenmesi için homojenizasyon yapılmıştır. Homojenizasyon, özellikle Cu-Al bazlı alaşımlarda tane sınırlarında heterojen çökeltileri difüzyon yoluyla azaltmak amacıyla yüksek sıcaklıkta (900 °C) β fazında yapılan uzun süreli tavlama işlemi sonrası buzlu suda soğutma işlemidir [155]. Pilot denemelerde sadece homojenizasyon yapılan

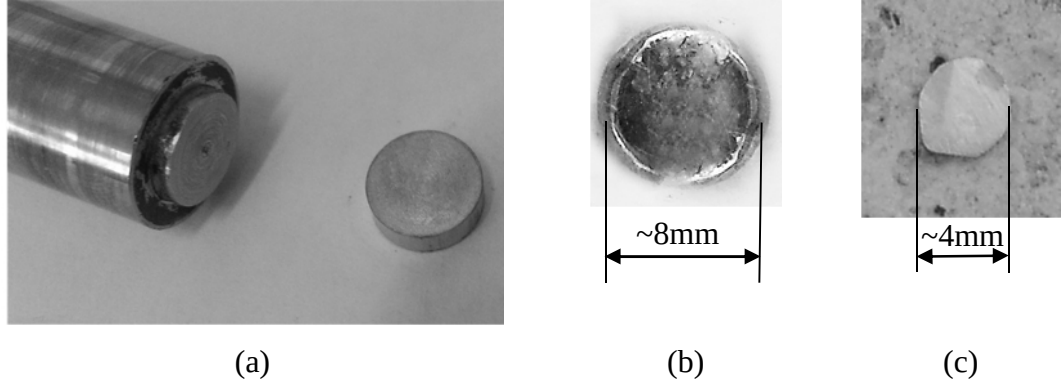
numunelerden DSC analizlerinin çoğunda sonuç alınamamıştır. Numuneler daha sonra yaşlandırma işlemine maruz bırakılarak faz dönüşümlerinin gerçekleştiği görülmüştür. Bu nedenle dönüşüm sıcaklıklarının karakterizasyon deneylerine başlamadan önce numuneler üzerinde uygulanacak olan yaşlandırma işleminin sıcaklık ve süresinin belirlenmesi amacıyla bu deney grubu uygulamaya alınmıştır. Deneylerden elde edilen en başarılı sonuçlar, faz dönüşüm sıcaklıklarının karakterizasyon deneylerinde alaşımların yaşlandırma işleminde kullanılmıştır.

3.1 Yaşlandırma Deneyleri

CuAlMn alaşımlarını elde etmek için 325 mesh ($\sim 45\mu\text{m}$) boyutlarında ve %99 üzerinde saflığa sahip Cu, Mn ve Al elementleri kullanılmıştır. Malzemelerden 4 farklı kimyasal kompozisyona sahip karışım yapılmıştır. Bu karışımlar daha sonra kompaktlanarak argon gazı ortamında bakır pota içerisinde ark ergitme fırınında eritilmiştir. Şekil 3.2 ve Şekil 3.3'te ergitme fırın düzeneği ve eritilmiş numune gösterilmiştir.

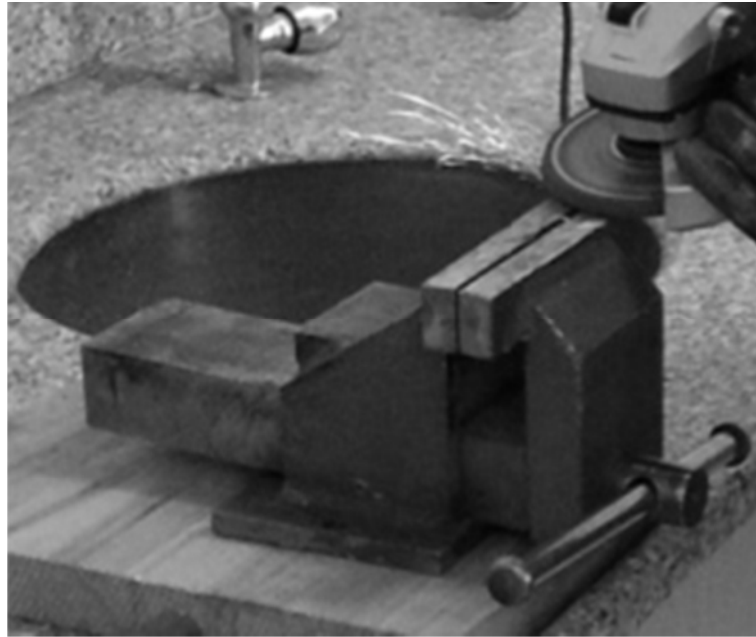


Şekil 3.2: Ark ergitme fırın düzeneği.



Şekil 3.3: (a) Kompaklanmış toz numune, (b) Eritme sonrası elde edilmiş numune, (c) analizlere hazırlanmış numune.

Ergitilmiş numuneler bütün analizlerde kullanabilmek için ortak geometri olan yaklaşık 0.5mm kalınlığında, yaklaşık 4mm çapında olacak şekilde tesviye edilmiştir. Numunelere diferansiyel taramalı kalorimetre, X-ışını kırınım ve enerji dağılımlı X-ışınları çözümlemesi için yüzey parlatması yapılmış fakat optik mikroskop incelemeleri için ayrıca dağlamaya gerek duyulmuştur. Ergitme işlemi tamamlandıktan sonra elde edilen numuneler, Şekil 3.4'te gösterildiği şekilde ince kenarlı kesme cihazı ile kesilerek kaba ölçülere getirilmiş daha sonra eğe ve mengene vasıtası ile arzulanan ebatlara ulaşılmıştır.



Şekil 3.4: Numune kesme işlemi.

Ebatlama işlemi bittikten sonra sırası ile 220, 360, 800, 1000, 1200 ve en son 4000 numaralı zımpara kullanılarak numunelerin parlatma işlemi yapılmıştır. Numunelerin

dağlama işlemi için ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$)-960 ml metanol ve 200ml HCl dağlama çözeltisi hazırlanarak numunelerin dağlama işlemi tamamlanmıştır (Şekil 3.5 ve Şekil 3.6).



Şekil 3.5: ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$)-960 ml Metanol ve 200ml HCl dağlama çözeltisi.



Şekil 3.6: Dağlama işlemi operasyonu.

Deneylerde 3 farklı sıcaklık (450°C , 550°C ve 650°C) ve 3 farklı bekleme süresi (30, 60 ve 120 dakika) denenmiş, numuneler oda sıcaklığında bekletilerek soğutulması sağlanmıştır. Elde edilen 4 numune 10'ar parçaya dilimlenerek toplamda 40 adet deney numunesi elde edilmiştir. Bütün numuneler 900°C β fazında 2 saat homojenize edilerek tuzlu buzlu suda soğutulmuştur. Deneylerde kullanılan parametreler Çizelge 3.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 3.1: Isıl işlem deneylerinde kullanılan parametreler.

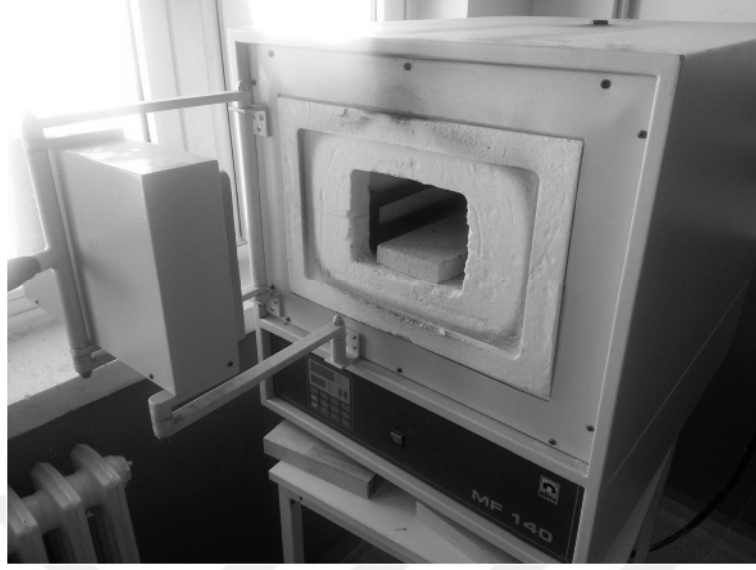
	Zı	C1 alaşımı	Zı	C2 alaşımı	Zı	C3 alaşımı	Zı	C4 alaşımı
<i>Sadece HMJ* işlemi</i>	1	900 °C+ tuzlu buzlu su	2	900 °C+ tuzlu buzlu su	3	900 °C+ tuzlu buzlu su	4	900 °C+ tuzlu buzlu su
HMJ* + 450 °C	5	30 dak.	6	30 dak.	7	30 dak.	8	30 dak.
	9	60 dak.	10	60 dak.	11	60 dak.	12	60 dak.
	13	120 dak.	14	120 dak.	15	120 dak.	16	120 dak.
HMJ* + 550 °C	17	30 dak.	18	30 dak.	19	30 dak.	20	30 dak.
	21	60 dak.	22	60 dak.	23	60 dak.	24	60 dak.
	25	120 dak.	26	120 dak.	27	120 dak.	28	120 dak.
HMJ* + 650 °C	29	30 dak.	30	30 dak.	31	30 dak.	32	30 dak.
	33	60 dak.	34	60 dak.	35	60 dak.	36	60 dak.
	37	120 dak.	38	120 dak.	39	120 dak.	40	120 dak.

*HMJ: Homojenizasyon işlemi

Fırın içerisinde numuneler için aynı anda refrakter malzeme olan yüksek sıcaklıklara dayanan krom magnezit malzemesi kullanılmıştır. rnler bu malzemenin üzerinde fırına yerleştirilerek deney numunelerinin ısıl işlem olarak eşit muameleye maruz kalmaları sağlanmıştır. Fırın ncesi bu işlem şekil 3.7 ve şekil 3.8’de gösterilmiştir.



şekil 3.7: Isıl işlemler için kullanılan krom magnezit taşı uygulaması.



Şekil 3.8: Isıl işlem için kullanılan kül fırını.

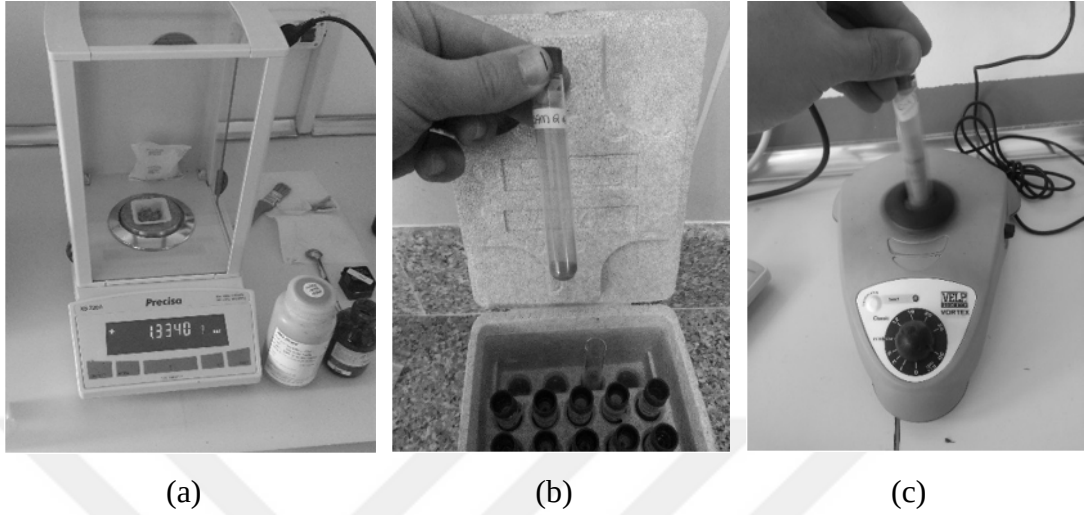
Numunelere homojenizasyon yapıldıktan sonra her gruptan bir numune hariç diğerleri yaşlandırma işlemine maruz bırakılmıştır. Isıl işlemler sonucunda numunelerin yüzeylerinde oluşan oksit tabakasını silmek ve analizler için gerekli olan hassasiyette örnekler elde etmek amacıyla parlatma cihazında zımparalanarak EDS ve DSC analizi için hazırlanmıştır.

3.2 Faz Dönüşüm Sıcaklıklarının Karakterizasyon Deneyleri

Literatürde farklı ŞHA türleri üzerine birçok çalışma bulunmaktadır [15, 45-47]. Bu çalışmalar genellikle farklı işlem koşullarında çok az sayıda numune ile icra edilmişlerdir. Bunun nedeni ise ŞHA üretmenin çok zor bir işlem olması ve üretilebilecek alternatiflerin çok olmasıdır. Yapılan literatür çalışmaları bizleri üretim maliyeti düşük fakat nitelik olarak yüksek olan CuAlMn alaşımına yönlendirmiştir. Bu alaşım türünde Mn elementinin ağırlık olarak %5'ten az olacak şekilde kimyasal kompozisyonları seçilmiştir.

Deneylerde, bir önceki yaşlandırma deneylerinde olduğu gibi 325 mesh boyutlarında ve %99 üzerinde saflığa sahip Cu, Mn ve Al elementleri kullanılmıştır. Malzemelerin kimyasal kompozisyonları belirlendikten sonra malzemeler hassas terazide harmanlanmıştır. Hazırlanan ürünler daha sonra vorteks karıştırıcısında karıştırılarak hidrolik preste kompaktlanmak üzere presleme kalıbına konulmuş ve sıkıştırma işlemi

yapılmıştır. Ürün hazırlama işlemleri Şekil 3.9’da gösterilmiştir. Kompaklanan 5 gramlık malzemeler argon ortamında ark fırınında eritilerek üretilmiştir.



Şekil 3.9: (a) hassas terazide alaşım hazırlama işlemi (b) hazırlanmış karışımın deney tüplerine istiflenmesi (c) vortex karıştırma cihazı ile karışımın ergitme öncesi karıştırılması.

Elde edilen numuneler daha sonra analizlerde kullanılmak üzere gerekli olan ölçülerde kabaca kesilerek 900°C’de 2 saat kül fırınında tutulduktan sonra tuzlu buzlu suda soğutularak homojenizasyon işlemi yapılmıştır. Homojenizasyon işleminden sonra numunelere yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. 450°C’de 120 dakika bekletildikten sonra oda sıcaklığında yavaşça soğutulan numunelerin yaşlandırma işlemi de bu şekilde tamamlanmış bulunmaktadır. Numunelerin üzerinde oluşan oksit tabakasını silmek ve yüzeyini daha pürüzsüz hale getirmek için parlatma cihazında yaşlandırma deneyinde olduğu gibi 220, 360, 800, 1000, 1200 ve en son 4000 numaralı zımpara kullanarak temizleme işlemi tamamlanmıştır. Ürünler daha sonra numaralı bir şekilde istiflendikten sonra EDS, DSC, SEM ve XRD gibi analizlere hazır hale gelmiştir.

3.3 EDS Analiz Tekniği

SEM cihazı üzerinde ek bir modül olarak kullanılan EDS cihazı numunelerin arzu edilen bölgelerinin tahribatsız olarak kimyasal bileşenlerinin analizini yapabilmektedir. Dağılımlı X-ışını Analizi numunenin elementel analiz veya kimyasal analizini yapan analitik bir tekniktir. Çalışma prensibi esas olarak X-ışınının numune ile etkileşiminde uyarılması tabanlıdır. Numune üzerine gönderilen elektronların numuneye ait başka elektronları yerlerinde uzaklaştırması ile numune kendi yapısını

kararlı hale getirmeye çalışır. Kendi içerisinde meydana gelen bu elektron hareketleri sonucunda bir enerji meydana gelir ve bu enerji değişimi X-ışını emisyon desenine pikler olarak yansır. Bütün malzemeler kendisine has bir atomik yapıya sahip olduklarından dolayı X-ışını emisyon deseninde malzeme içeriğine özgü pikler oluşturur ve bunların miktarlarını karakterize edebilecek veri tabanına sahiptir [91].

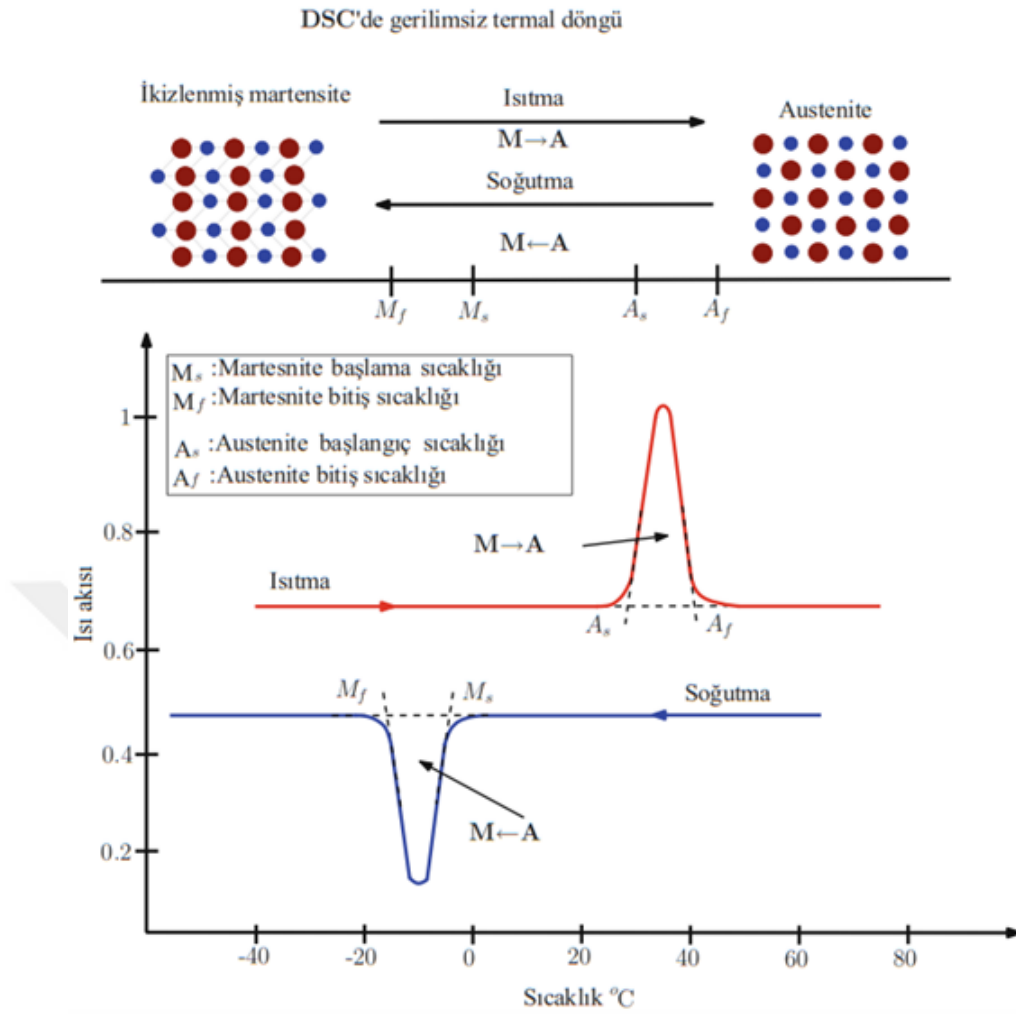
3.4 SEM Analiz Tekniği

Taramalı elektron mikroskobu numune üzerine yoğunlaştırılmış elektron demetleri sayesinde numune yüzeyini tarayarak malzemenin mikro yüzey yapı analizi yapılır. Numune üzerine gönderilen elektronlar yüzeydeki atomlarla etkileşme sonucu farklı sinyaller meydana gelir. Cihaz tarafından toplanan sinyaller yorumlanarak görüntü olarak sunulur. SEM’de görüntü oluşturmak için elektronlar tarafından uyarılan atomların yaymış olduğu ikincil elektronlar kullanılır. Numunenin farklı bölgelerinden kopan ikincil elektronlarında sayısındaki değişim öncelikle demetin yüzey desenine yani topografisine bağlıdır [156], (URL-1).

3.5 DSC Analiz Tekniği

DSC ismi ile anılan diferansiyel taramalı kalorimetre, malzemenin içerisindeki ısı kapasitesinin sıcaklık karşısında nasıl değiştiğini tespit eden termal bir analiz tekniğidir. Kütlenin ısıtılması ve soğutulması ile oluşan değişiklikler ısı akışı ile izlenir. Bu sayede malzeme üzerinde camsı geçişler, faz değişiklikleri ve curie sıcaklığı analizleri yapılabilmektedir (URL-2).

Tipik bir DSC eğrisi ve bu eğrideki pik noktalarının hangi faz başlangıcı ve bitişi olduğunu gösteren grafik Şekil 3.10’da gösterilmiştir.



Şekil 3.10: Tipik DSC eğrisi gösterimi [145].

Bu grafiğin elde edilmesi ile ŞHA’larda katı hal faz değişimi olduğu rahatlıkla anlaşılabilmektedir. Piklerin bir birlerine olan sıcaklık farkları piklerin ait olmuş oldukları faz çeşidini de belirlemektedir.

3.6 XRD Analiz Tekniği

X-ışını kırınım yöntemi bir kristalin atomik ve moleküler yapısını incelemek maksatlı yapılan bir analiz tekniğidir. Bu teknik temelinde malzemenin kristal yapısı üzerine X-ışını demeti gönderilerek kırınıma uğramış olan ışın demetinin açı ve genlik miktarları desen yansıması şeklinde sonuç alınır. XRD mekanizmasında döner bir tabla üzerine yerleştirilen numune üzerine gönderilen X-ışını bombardımanı ile kırınım oluşturulur. Bu kırınım dönme esnasındaki açı miktarları ile X-ışını deseni meydana gelir. Elde edilen desenler ile numunenin her bir fazının Miller indisleri hesaplanması ile fazlara ait hücre kafes parametreleri gibi yapısal özellikler belirlenebilir (URL-3).

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1 Yaşlandırma deneylerinin EDS Analizleri

Yaşlandırma deneylerinde hazırlanan dört farklı numune ark ergitme fırınında argon ortamında üretilmiştir. Üretimden sonra elde edilen numuneler EDS analizi için uygun geometriye getirilerek analiz edilmiştir. Üretilmiş olan bu numuneler elde edildikten sonraki ağırlıkça ve atomik kütleli oranları Çizelge 4.1’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.1: Kimyasal bileşim oranları.

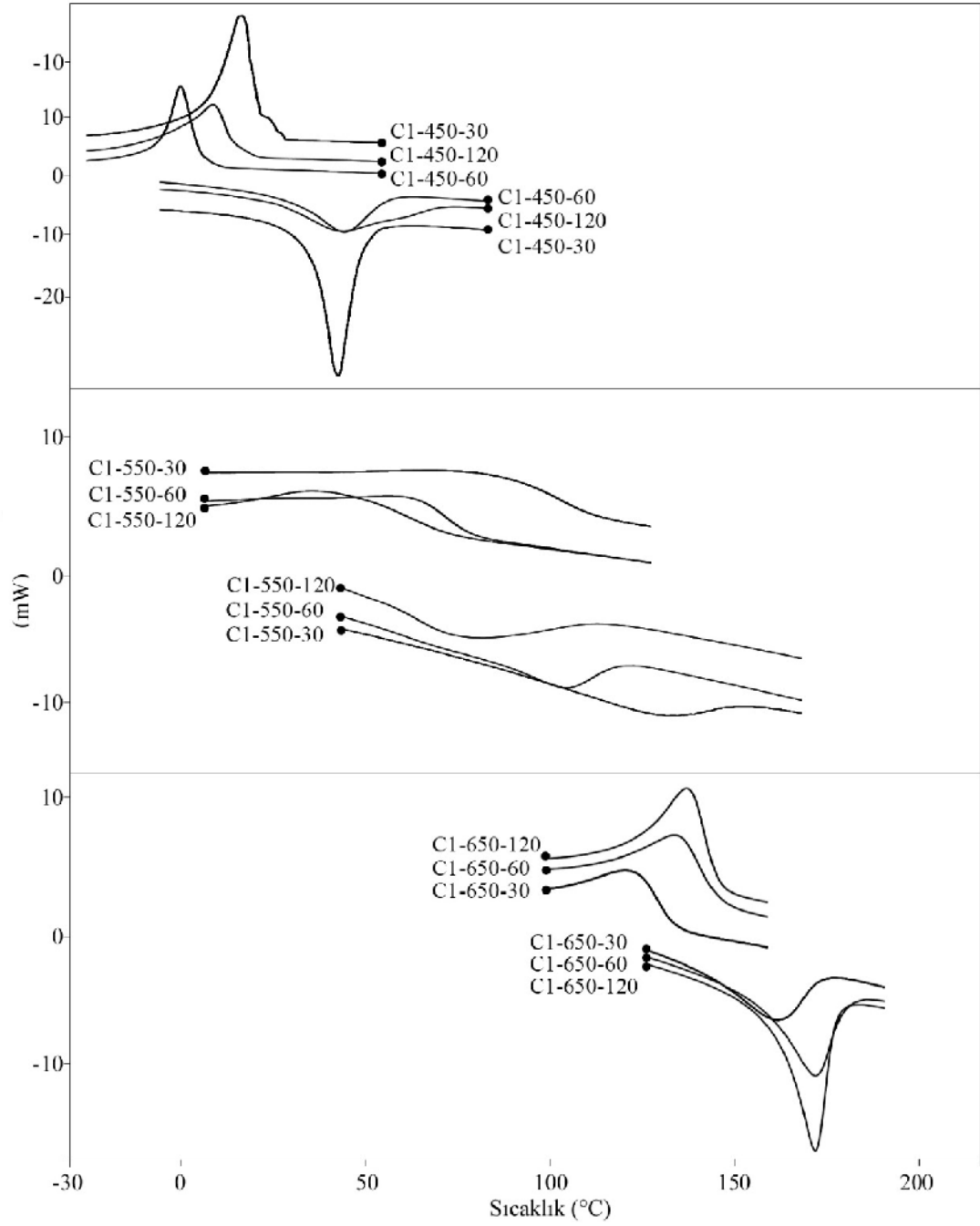
Alaşım kodu	Cu ağ. %	Al ağ. %	Mn ağ. %	Cu at. %	Al at. %	Mn at. %
C1	81.69	14.56	3.75	67.89	28.50	3.61
C2	81.95	14.04	4.01	68.49	27.63	3.88
C3	81.62	14.07	4.31	68.16	27.67	4.16
C4	84.41	10.75	4.84	73.19	21.95	4.85

4.2 Yaşlandırma deneyleri DSC Analizleri

Dilimlenip istenilen ebatlara getirildikten sonra homojenizasyon yapılan 40 adet numuneden C1, C2, C3 ve C4 gruplarından birer adetleri alınarak diğer 36 numune 3 farklı ısı ve 3 farklı sıcaklıklarda yaşlandırma işlemine tabi tutulmuştur. Malzemeler soğutulduktan sonra numunelerin üzerindeki oksit tabakasını silmek ve analizlere hazır biçime getirmek için numuneler parlatma cihazında temizlenerek analize hazır hale getirilmişlerdir. DSC cihazında analizler 25°C/dak hızında ısıtma ve soğutma yapılarak sonuçlar elde edilmiştir. Bu değerler Çizelge 4.2’de gösterilmiştir. Deney kodlaması yapılırken “XX-YY-ZZ” şeklinde yapılmıştır. “XX” kısmı hangi alaşım kodu olduğunu, “YY” kısmı deneylerde maruz bırakılan santigrat cinsinden sıcaklık değerini ve “ZZ” kısmı ise yaşlandırma işlemine maruz bırakılan süreyi dakika cinsinden temsil etmektedir. 40 tane numuneden elde edilen DSC grafiklerinin parça alaşım cinsine göre ayrı ayrı gösterimi yerine tek grafik altında toplanarak birleştirilmesi yorumlamak açısından daha uygun görülmüştür.

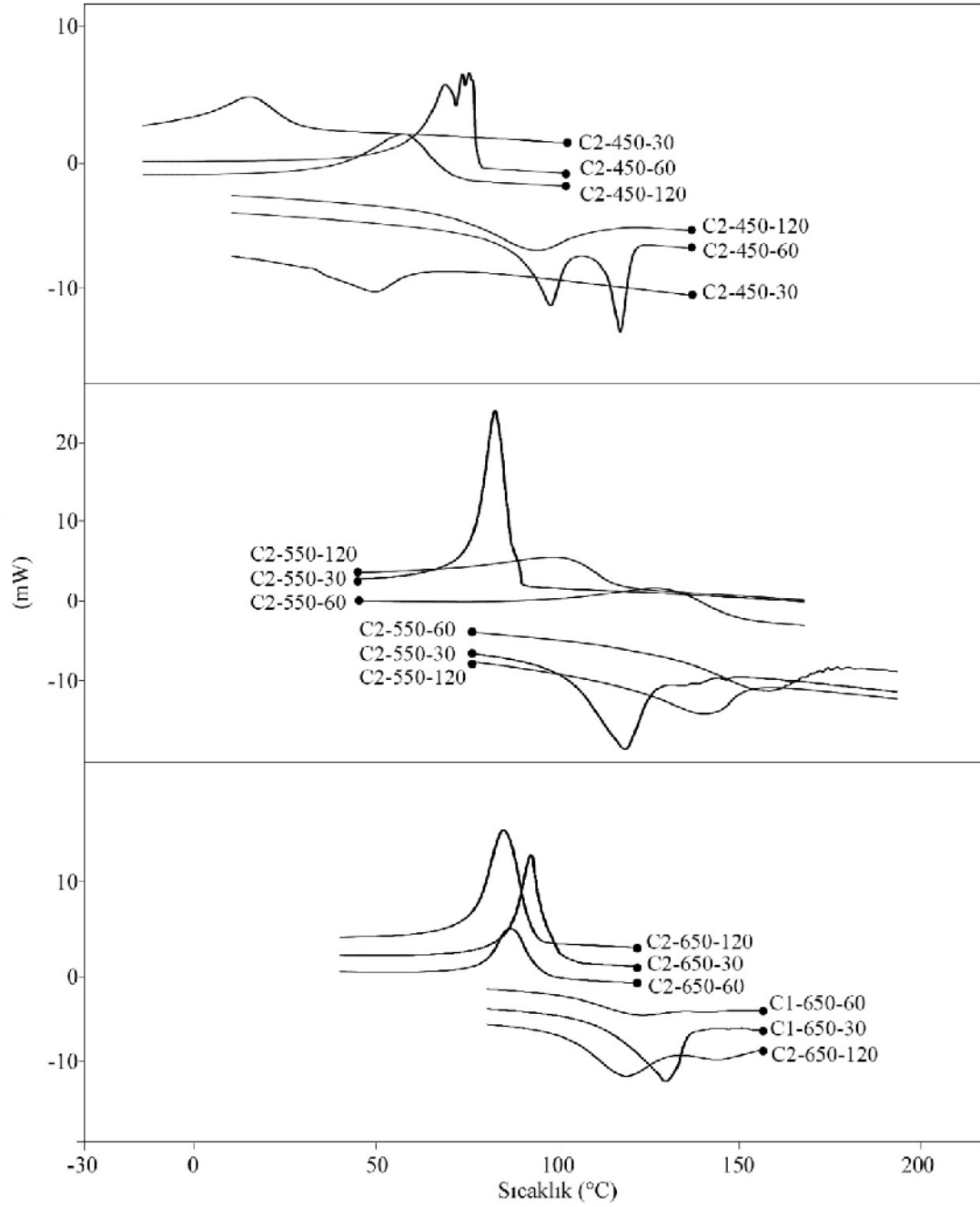
Çizelge 4.2: Yaşlandırma deneylerinin DSC sonuçları.

No.	Deney Kodu	Yaşlandırma sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma süresi (dak.)	M _f (°C)	M _s (°C)	A _s (°C)	A _f (°C)
1	C1-0-0	-	-	-	-	-	-
2	C1-450-30	450	30	39.1	52.18	68.25	80.76
3	C1-450-60	450	60	25.91	37.22	60.39	87.68
4	C1-450-120	450	120	26.74	46.98	56.87	102.05
5	C1-550-30	550	30	141.55	159.5	142.62	176.11
6	C1-550-60	550	60	57.61	110.81	108.55	146.88
7	C1-550-120	550	120	40.99	105.8	84.01	142.47
8	C1-650-30	650	30	76.9	111.23	119.21	152.31
9	C1-650-60	650	60	87.85	124.48	135.96	159.44
10	C1-650-120	650	120	96.92	124.33	140.68	157.03
11	C2-0-0	-	-	-	-	-	-
12	C2-450-30	450	30	-2.45	28.34	32.53	59.83
13	C2-450-60	450	60	58.15	78.37	114.71	127.75
14	C2-450-120	450	120	38.28	69.79	72.46	110.61
15	C2-550-30	550	30	76.74	88.21	102.17	127.64
16	C2-550-60	550	60	96.6	148.18	135.55	168.96
17	C2-550-120	550	120	66.84	116.3	115.54	151.56
18	C2-650-30	650	30	86.67	96.58	117.71	135.43
19	C2-650-60	650	60	79.56	95.2	102.71	143.7
20	C2-650-120	650	120	79.97	90.71	102.57	135.31
21	C3-0-0	-	-	-	-	-	-
22	C3-450-30	450	30	-	-	-	-
23	C3-450-60	450	60	30.88	41.67	57.19	75.94
24	C3-450-120	450	120	10.73	34.38	44.67	84.47
25	C3-550-30	550	30	39.37	83.43	77.07	107.81
26	C3-550-60	550	60	86.71	106.74	118.09	132.79
27	C3-550-120	550	120	113.01	128.13	141.81	150.44
28	C3-650-30	650	30	88.14	99.87	112.39	133.37
29	C3-650-60	650	60	85.51	97.99	110.48	135.62
30	C3-650-120	650	120	87.14	103.45	111.18	143.5
31	C4-0-0	-	-	-	-	-	-
32	C4-450-30	450	30	-	-	-	-
33	C4-450-60	450	60	-26.63	24.08	7.93	39.52
34	C4-450-120	450	120	-20.8	-3.28	25.25	45.04
35	C4-550-30	550	30	66.06	109.87	99.88	143.45
36	C4-550-60	550	60	129.3	148.55	156.91	179.42
37	C4-550-120	550	120	134.53	151.83	161.65	179.06
38	C4-650-30	650	30	143.17	166.59	166.88	196.31
39	C4-650-60	650	60	133.91	146.74	155.69	177.47
40	C4-650-120	650	120	142.99	157.18	162.51	190.15



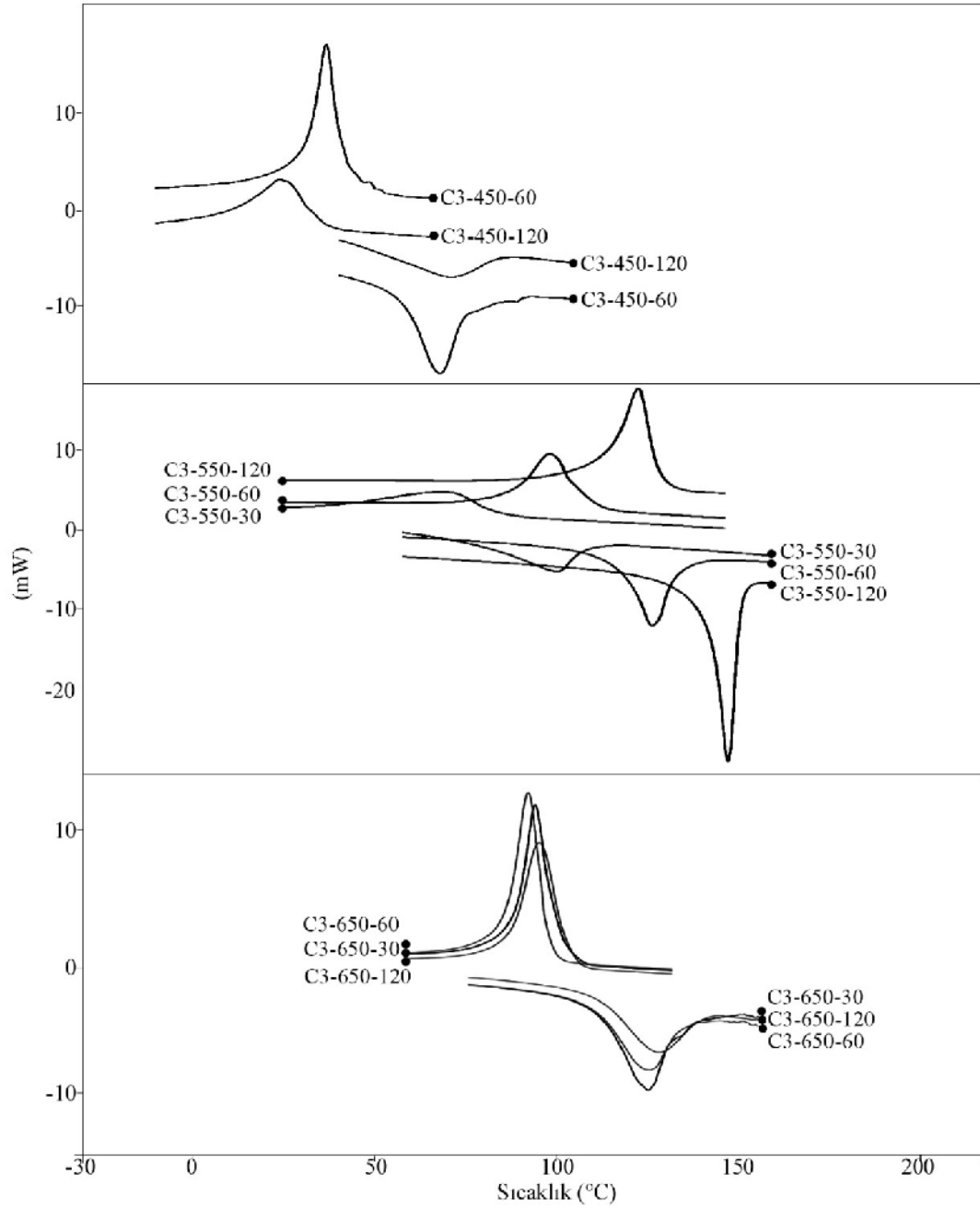
Şekil 4.1: C1 tipi alaşımanın grup halde DSC gösterimi.

Şekil 4.1’de $\text{Cu}_{81.69}\text{Al}_{14.56}\text{Mn}_{3.75}$ C1 numunesinin görüldüğü üzere 450°C, 550°C ve 650°C sıcaklıklarında yapılmış aynı deneyler sonucunda, yaşlandırma sıcaklığında 100°C bir artış ile genel olarak martenzit ve östenit fazlarının dönüşüm sıcaklıklarının artışı gözlemlenmiştir. Bununla birlikte aynı tip numune için aynı sıcaklıklarda fakat farklı sürelerde benzer bir ilişkiye rastlanmamıştır.



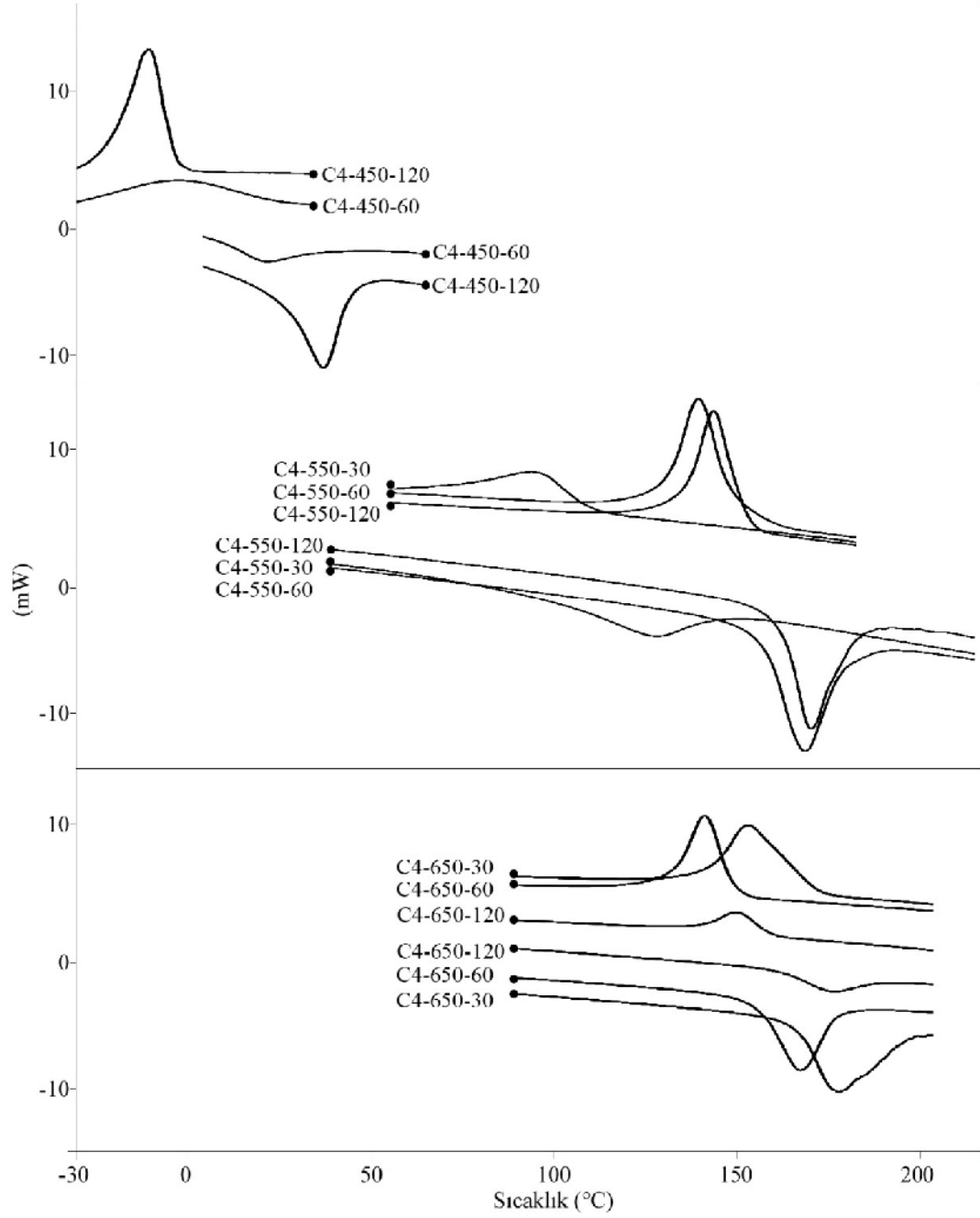
Şekil 4.2: C2 tipi alaşımın grup halde DSC gösterimi.

Şekil 4.2’de gösterilen $\text{Cu}_{81.95}\text{Al}_{14.04}\text{Mn}_{4.01}$ C2 numunesi için DSC sonuçları tek bir grafikte gösterilmiştir. C1 numunesinde görülen yaşlandırma sıcaklığının artışı ile martenzit ve östenit fazların dönüşüm sıcaklıklarının artışı C2 numunesinde daha kısıtlı olarak görülmüş, hatta 550°C serisinde bazı bekletme sürelerinde benzer aralıkta olduğu tespit edilmiştir. 650°C serisinde de bu sıcaklık ötelenme faaliyetinin duraksadığı görülmüştür.



Şekil 4.3: C3 tipi alaşımın grup halde DSC gösterimi.

Şekil 4.3'te gösterilen $\text{Cu}_{81.62}\text{Al}_{14.07}\text{Mn}_{4.31}$ C3 numunesinin yaşlandırma sıcaklığının artışıyla 450°C'deki faz dönüşüm sıcaklıklarının 550°C'de C1 numunesine benzer bir şekilde sıcaklık ötelenmesi görünmesine rağmen 650°C'de bu sıcaklık değişimi 550°C'deki yaşlandırma sıcaklığına göre düşme eğilimi göstermiştir. Bunların yanı sıra 450°C'deki 30 dakika yaşlandırma sıcaklığında DSC sonucu elde edilememiştir.



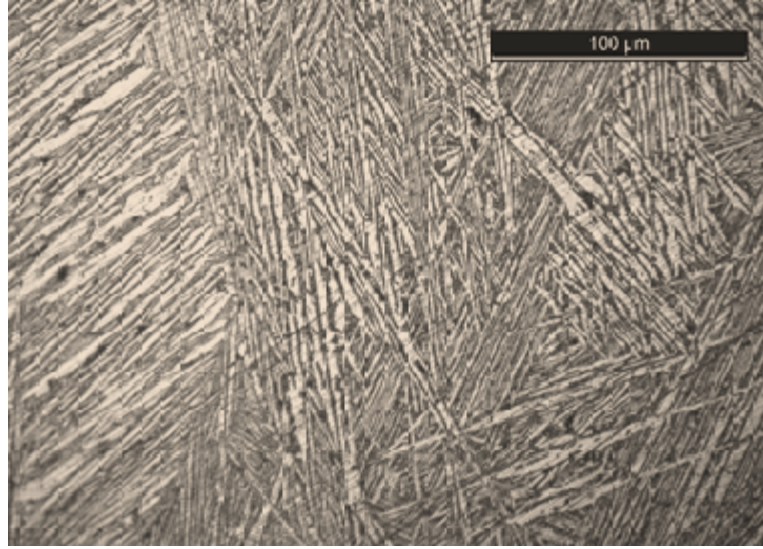
Şekil 4.4: C4 tipi alaşımın grup halde DSC gösterimi.

Şekil 4.4’de gösterilen $\text{Cu}_{84.41}\text{Al}_{10.75}\text{Mn}_{4.84}$ C4 numunesinde 450°C ve 30 dakika yaşlandırma sıcaklığında yapılan analizde faz dönüşümüne rastlanılmamıştır. Fakat bekleme süresi 60 ve 120 dakika olan deneylerde faz dönüşümü görülmüştür. Dönüşüm sıcaklıklarının ötelenmesi 450°C ile 550°C sıcaklık arasında yapılan deneylerde bariz bir şekilde karşımıza çıkmaktadır. Fakat 650°C’de bu ötelenmenin çok kısıtlı hatta durma noktasına geldiği görülmektedir.

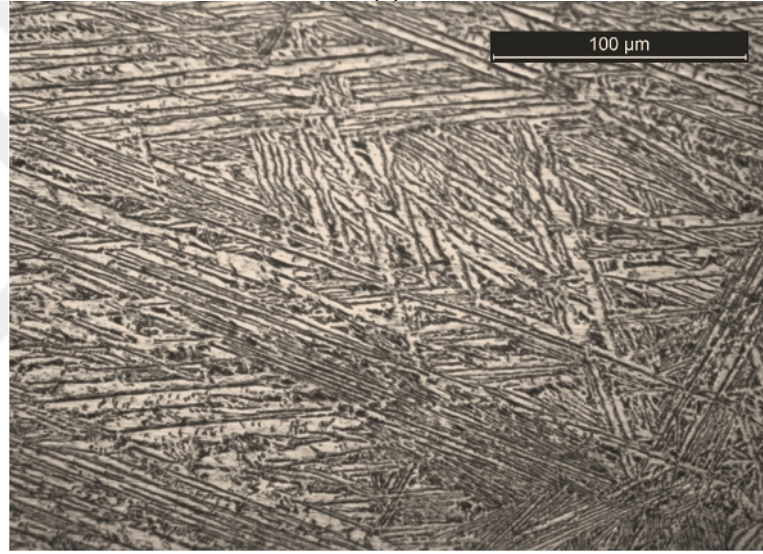
DSC sonuçları, her bir kimyasal alaşım için grupsal olarak birer grafik içerisinde olacak şekilde toplamda 4 grafik olarak düzenlenmiştir. Grafikler kendi içinde 3 bölüme ayrılarak her bir bölüm farklı sıcaklığı temsil edecek şekilde hazırlanmış fakat içerisinde faz dönüşümü sergilemeyen analizlere yer verilmemiştir. C1, C2, C3 ve C4 numunelerinin sadece homojenize yapılmış numuneleri ile C3-450-30 ve C4-450-30 DSC ile yapılan termal taramalarda faz değişimi gözlenmemiştir. Fakat diğer numunelerde geri dönüşümlü martenzitik faz değişimleri gözlenmiştir. Genel itibari ile faz geçiş sıcaklıklarının zamana bağlı olarak, zamanın artışı ile beraber ötelenildiği görülmüştür. Bu artış 450°C’de yapılan deney sonuçları ile 550°C’de yapılan deneylerde gözlemlenmiş fakat 650°C’deki deneylerde bu artışın sadece C1 numunelerinde görüldüğü diğer serilerde artışın yerine yaklaşık aynı sıcaklık aralığını içeren değerler olduğu saptanmıştır. Şekil 4.2’de C2-450-60 östenit faz geçişinde çift pik geçişi göstermiş bu geçişte $\beta_1 \rightarrow \beta_2$, $\beta_2 \rightarrow \beta$ katı hal faz değişimini simgelemektedir [157]. Bu geçişler aynı zamanda C2-550-30 ve C2-650-120 numunelerinde de görülmüştür. C2-450-60 DSC eğrisinde görülen dalgalanmalar lokal olarak Al konsantrasyonunun düşmesi ile meydana gelmiştir [121]. Şekil 4.3 ve Şekil 4.4’te C3 ve C4 alaşımları 450°C de 30 dakika bekleme sonrası dönüşüm gözlenmemiştir. 450°C ve 30 dakika yapmış olduğumuz deneyleri göz önünde bulundurduğumuz takdirde yaşlandırma işleminde kullandığımız parametreler için alt sınır değerleri olarak alınabilir. Yaşlandırma sıcaklığının artışı ile görülen faz dönüşümlerindeki benzerliğin yaşlandırma işleminde kullanılan bekletme süresi için geçerli olmadığı gözlemlenmiştir. Her ne kadar deneylerde kullanılan numuneler aynı numuneden kesilmişse de, malzeme içerisindeki farklı miktarlardaki çökelti ve homojen olmayan unsurlar bu farklılıkların sebebi olarak gösterilebilir. Alaşım grupları içerisinde C3 serisinde yaşlandırma süreleri dikkate alındığı takdirde faz geçişlerinin oransal olarak ötelenme hareketini yaptığı belirlenmiştir.

4.3 Yaşlandırma Deneyleri Mikro Yapı Analizleri

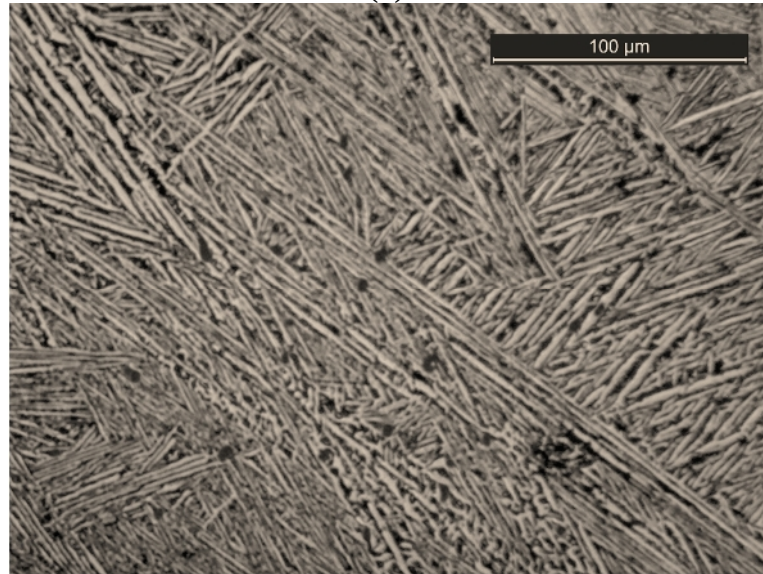
Malzemelerin dağlama işlemini gerçekleştirdikten sonra ürünlerin optik mikroskop ile resimleri alınmıştır. Bu resimler Şekil 4.5’te sunulmuştur. Şekil 4.5’te martenzitik yapılar ve tane sınırları oda sıcaklığında yapılan incelemelerde görüntülenmiştir. Şekildeki yapılarda martenzit yapısının birbiri ile uyumlu zig-zag tipi ve iğne tipi martenzit formu olduğu saptanmıştır.



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.5: Mikrograf görüntüleri (a) C4-450-60 (b) C4-550-60 (c) C4-650-60.

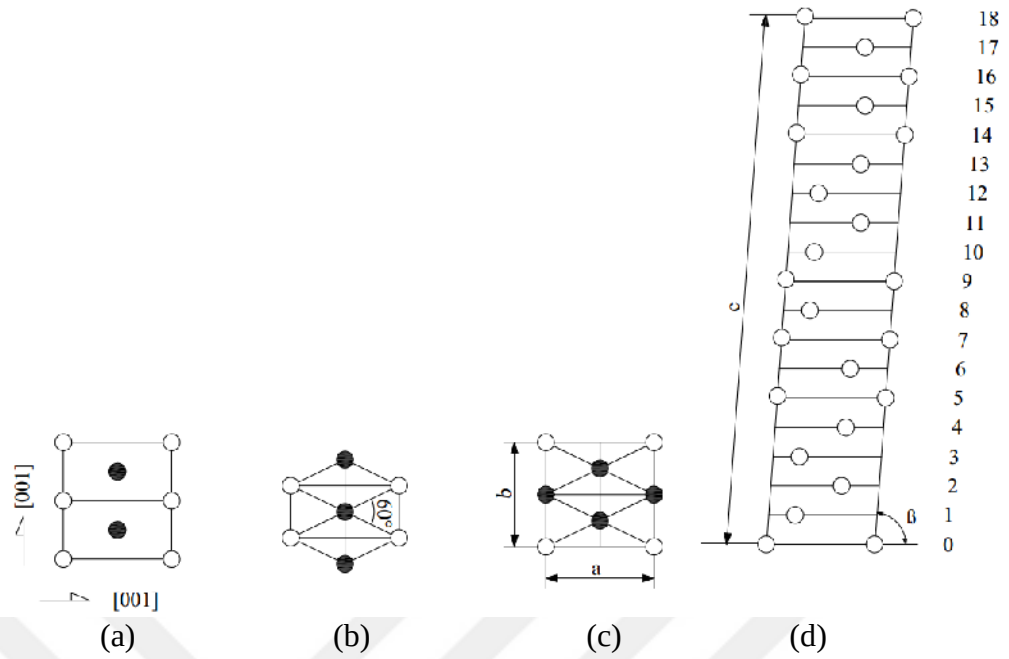
Aynı zamanda yapı üzerinde Al_2O_3 yapılarında dökümden kaynaklı çökeltiler olduğu da gözlenmiştir. Martenzit veya denge faz içerisindeki çökeltiler ara yüzlerin hareketlerini kısıtlamakta olan bir engel gibi davranırlar ve aynı zamanda çökelti içeriği farklı bir kompozisyon içeriyorsa onları çevreleyen fazların kimyasal kompozisyonunu değiştirmeye de meyillidirler. Sonuç olarak bu çökeltiler geri dönüşüm sıcaklığını değiştirirler. Çökelti çekirdekleri ekstra enerjiye ihtiyaç duyarlar ve bu yüzden oluşumlarının yüksek sıcaklıklarda meydana gelmesi beklenir. Martenzit varyantların ara yüzlerinin sabitlenmesi, bunları hareket ettirmek için gerekli olan sürücü kuvvetin de artmasına neden olur. Bu işleme sadece küçük çökeltiler neden olmaz, çökeltilerin yanı sıra değişkenlik gösteren kimyasal kompozisyonlar ve atomlar arası boşluk yoğunluğu da sebep olmaktadır [158].

Mallik ve Sampath [159] benzer bir çalışma yapmışlardır. $300^{\circ}C$ ve $500^{\circ}C$ yaşlandırılmış $CuAlMn$ alaşımında farklı faz çökeltilerine rastlamışlardır. Yazarlar, $500^{\circ}C$ 'de yapmış oldukları yaşlandırma işleminde faz dönüşümü tespit edememişlerdir. Malzeme içi taramalarında çökeltilerden alüminyum içeriği olarak zengin olan bu fazların ana faz içerisindeki çökeltilerin alüminyum yoğunluğunu düşürdüğü ve buna ilave olarak çökeltilerin kilitleme etkisi (pinning effect) yüzünden faz dönüşümlerini engellediğini beyan etmişlerdir.

Prado [160] yapmış olduğu çalışmada düşük sıcaklıklarda yaşlandırma işlemlerinin stabil olacağını ifade etmiştir. Buna rağmen yaşlandırma deneylerinin tasarımından önce yapılan ön çalışmalarda $200^{\circ}C$, $250^{\circ}C$, $350^{\circ}C$ ve $400^{\circ}C$ yaşlandırma işleminde faz değişimi gözlenmemiştir. Yapılan deneylerden fazın içerisindeki çökeltilerin azalması için en düşük sıcaklık olan $450^{\circ}C$ seçilmiştir. $450^{\circ}C$ 'de 30 dakika ısıtma işlemlerde C3 ve C4 alaşımlarında faz değişimi görülmemesi nedeni ile güvenli bölgede olan 120 dakika yaşlandırma süresi olarak tayin edilmiştir. Malzeme üretiminden sonra $900^{\circ}C$ β fazında 2 saat homojenize edilmiş numuneler tuzlu buzlu suda soğutulduktan sonra yaşlandırma işlemi $450^{\circ}C$ 'de 120 dakika bekletilip oda sıcaklığında yavaşça soğuyacak şekilde ısıtma işlemi prosesi belirlenmiştir. Bu işlem ve parametreler faz dönüşüm sıcaklıklarının karakterizasyon deney gruplarında kullanılmıştır.

4.4 Faz Dönüşüm Sıcaklıklarının Karakterizasyon Deney Analizleri

Bu bölümde yapılan her bir deney için EDS, DSC, XRD, SEM görüntü ve değerleri deney numarasına göre verilerek analiz değerleri sunulmuştur. Daha önceki bölümlerde bahsedildiği gibi DSC analizlerinde katı hal faz geçiş noktalarının tespiti yapılmaktadır. Çalışmalarımızdaki temel unsur olan faz geçişlerinin tayini bu cihaz vasıtası ile yapılmıştır. Analizler 25°C/dak hızında ve azot gazı akışı altında ısıtma ile soğutma yapılarak sonuçlar elde edilmiştir. Isı akısı grafiğinde meydana gelen piklerde endotermik ve ekzotermik reaksiyon meydana gelmektedir. Analiz edilen numunenin ortamdan enerji alarak bünyesine dâhil ettiği durumlarda endotermik reaksiyon, tam tersi oluşumlarda ise ekzotermik reaksiyon oluşur. Bu oluşan pikler martenzit fazdan östenit faza ve östenit fazdan martenzit faza geçiş dönüşümünü işaret etmektedir [161]. CuAlMn ŞHA'da ana fazdan soğutulduğunda, alaşım kendi içerisinde katı hal faz geçişleri gösterir. Bu düzenli geçişler genelde β (A2) $\rightarrow$ β_2 (B2) $\rightarrow$ β_1 (L2₁) şeklinde olmaktadır ve alaşım içeriğine bağlı olarak α (3R), β_1 (18R) ve γ_1 (2H) gibi farklı türde martenzit yapıları sergiler [43]. XRD ile malzeme içerisindeki atomlarla etkileşen X-ışını dalgalarının oluşturduğu kırınım desenleri sayesinde malzeme içeriğindeki kafes yapısı hakkında bilgi sahibi olmamız sağlanmaktadır. Malzeme içindeki kristal düzlemlerinin paralel oluşu varsayımı ile düzlemlerden yansıyan dalgaları esas alan Bragg kanunlarına göre elde edilen desenler üzerinde 2 θ açılarına karşılık pikler ile “hkl” düzlemleri belirlenir. Tespit edilen düzlem ve açı değerlerinin bilgileri sayesinde ilgili kafes yapısının eşitliği uygulanarak kafes parametreleri tespit edilmektedir [162]. Bu ölçümler vasıtasıyla numunelerin kafes parametreleri belirlenmiştir. Bakır bazlı yapılarda β martenzit fazı, östenit fazının (110) taban düzlemi üzerine yerleşim gösterdiği kabul edilmektedir. (110) düzlemi sıralı dikdörtgen bir yapıda iken martenzitik dönüşüm sonrası hegzogonal bir yapıya geçiş yapar [163]. Yapıları oluşturan atomların büyüklüklerinin eşit olması halinde eşkenar bir üçgen biçiminde diziliş meydana gelir. Bu dizilişte örgü parametrelerinden a/b oranı 18R yapı için $\sqrt{3}/2$ oranına eşit olacaktır. Eğer atomların ebatları birbirinden farklı ise $\sqrt{3}/2$ oranından daha küçük bir değer gözlenmesi gerekir [110, 164, 165]. L2₁ yapının hegzagonal bozulumundan sonra oluşan bu yapının ifadesi Şekil 4.6'da gösterilmiştir.



Şekil 4.6: Düzenli L2₁ tipi β fazında (110) taban düzlemi (a) ilk hali (b) hekzagonal bozulumdan sonar (c) 18R yapısının temel a ve b eksenleri (d) M18R yapısı ve c eksenini [26, 163, 166].

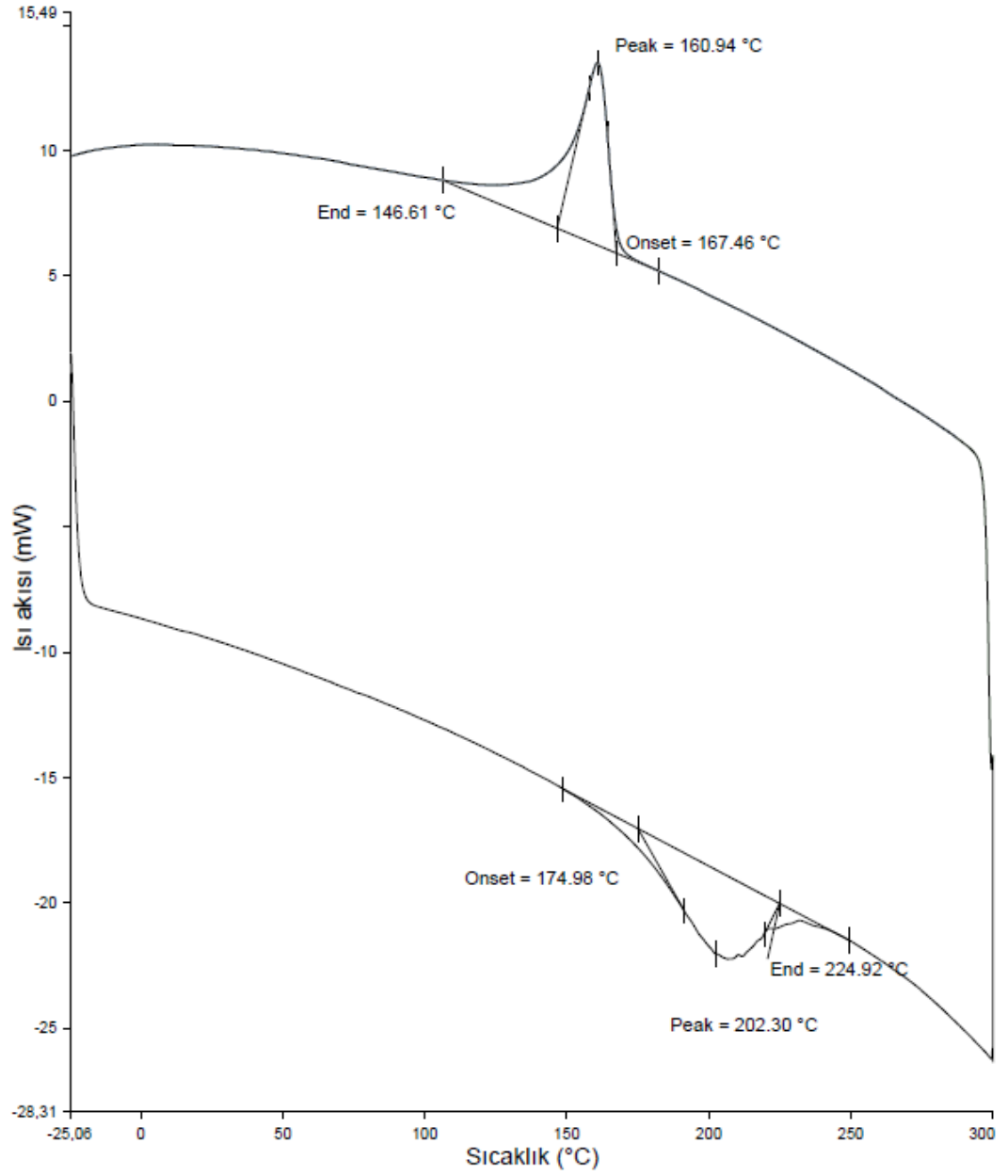
CuAlMn β_1 (18R) ve γ_1 (2H) yapılarında sıklıkla gözlenen martenzit yapılar alaşımı oluşturan bileşenlerin miktarlarına bağlı olarak hesaplanan elektron konsantrasyonu (e/a) ile birebir ilişkilidirler. “e/a” oranının genel itibari ile 1.45 değerinden yukarı olduğu hallerde 2H yapısı gözlenirken altında bir değer olduğunda ise 18R yapısı gözlemlenir [75, 86]. Numunelerin XRD analizleri CuK α ($\lambda=1.5405\text{\AA}$) radyasyonu kullanılarak 2°/dak. tarama hızında gerçekleştirilmiştir. SEM cihazı yüksek enerjili elektron demeti sayesinde malzeme yüzeyinin taranması amacıyla kullanılmaktadır. Taramalar sayesinde yüksek kalitede yüzey görüntüleri elde edilmektedir. SEM cihazı vasıtası ile numunelerin yüzey morfolojileri görüntülenerek yüzey yapısı hakkında bilgi edinilmiştir. Bakır bazlı şekil hafızalı alaşımlarda martenzit yüzey morfolojisinde γ_1 fazı birbirine paralel plakalar şeklinde gözlenirken β_1 fazı ise genel olarak birbiri ile uyumlu zig-zag tipi martenzit plaka oluşumları şeklinde gözlenmektedir. Bu durum bu tip alaşımların belirleyici özelliklerinden birisidir [119, 167]. Faz dönüşüm sıcaklıklarının karakterizasyonu için hazırlanan numunelerin EDS cihazında analizleri yapıldıktan sonra elde edilen sonuçları Çizelge 4.3’de gösterilmiştir. Aynı zamanda çizelgede ağırlık ve atomik olarak oranlarının yanı sıra elektron/atom oranı da verilmiştir. Numunelerin sıralandırılması elektron/atom oranına göre yapılmıştır.

Çizelge 4.3: Karakterizasyon deney numunelerin EDS sonuçları.

Numune	Cu	Al	Mn	Cu	Al	Mn	e/a
No.	ağ. %	ağ. %	ağ. %	at. %	at. %	at. %	
1	86.60	9.40	4.00	76.39	19.53	4.08	1.391
2	88.36	9.65	1.99	77.93	20.04	2.03	1.401
3	86.39	10.26	3.35	75.5	21.12	3.39	1.423
4	84.6	10.79	4.61	73.35	22.03	4.62	1.441
5	86.63	10.87	2.50	75.25	22.24	2.51	1.445
6	85.05	11.10	3.85	73.54	22.61	3.85	1.452
7	86.73	11.41	1.86	74.93	23.22	1.86	1.465
8	87.47	11.48	1.05	75.59	23.36	1.05	1.467
9	85.05	11.74	3.21	73.06	23.75	3.19	1.475
10	83.03	11.98	4.99	70.96	24.11	4.93	1.482
11	84.13	12.21	3.66	71.83	24.55	3.61	1.491
12	84.31	12.39	3.30	71.87	24.88	3.25	1.498
13	83.71	12.82	3.47	70.99	25.61	3.40	1.512
14	85.77	12.85	1.38	72.92	25.73	1.36	1.515
15	82.55	13.16	4.29	69.66	26.15	4.19	1.523
16	85.54	13.18	1.28	72.45	26.29	1.25	1.526
17	84.55	13.59	1.86	71.23	26.96	1.81	1.539
18	83.64	13.69	2.67	70.3	27.1	2.60	1.542
19	81.21	13.81	4.98	67.96	27.22	4.82	1.544
20	82.31	14.49	3.20	68.51	28.41	3.08	1.568
21	84.21	14.68	1.11	70.14	28.8	1.07	1.576

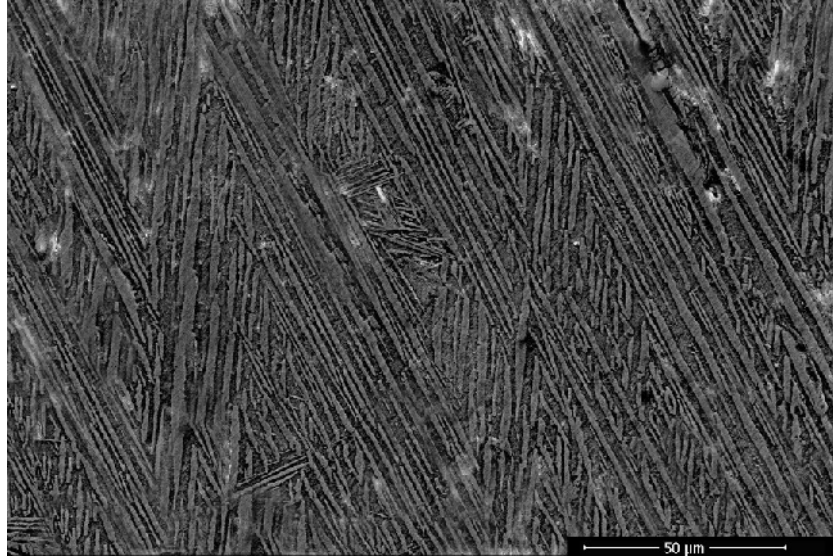
4.4.1 1 nolu $\text{Cu}_{86.6}\text{Al}_{9.4}\text{Mn}_4$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{86.6}\text{Al}_{9.4}\text{Mn}_4$ ŞHA numunenin DSC sonucu Şekil 4.7’de sunulmuştur. Analizler -25°C ’den 300°C ’ye ve tekrar -25°C ’ye ulaşacak şekilde $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında yapılmıştır. Şekil 4.7’de elde edilen eğrilerde Martenzit başlangıç sıcaklığının 167.46°C ’de, martenzit bitiş sıcaklığının 146.61°C ’de faz değişimi gösterdiği görülmüştür. Östenit fazın başlangıç sıcaklığının 174.98°C ve faz bitiş sıcaklığının ise 224.92°C olduğu tespit edilmiştir.



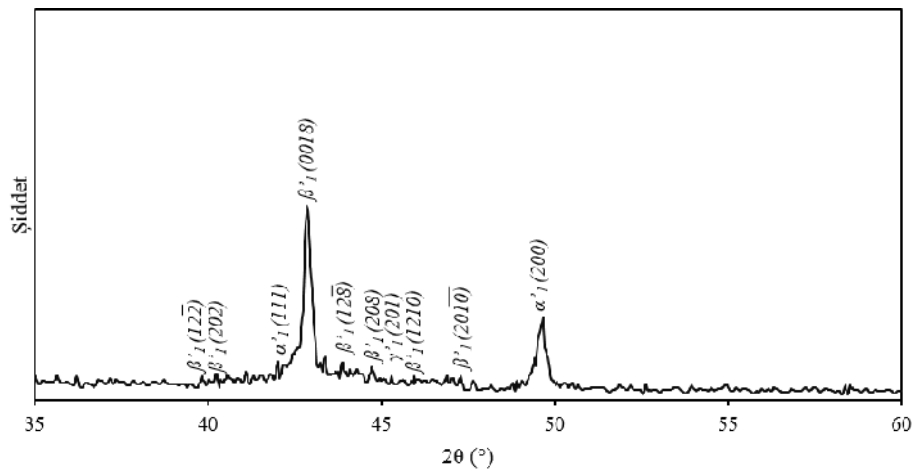
Şekil 4.7: 1 nolu $\text{Cu}_{86.6}\text{Al}_{9.4}\text{Mn}_4$ deney numunesinin DSC eğrisi.

Martenzit faz içerisinde iğne, zig-zag, kama, ince plaka gibi şekillerde yapılar görülebilir. Bu martenzitik plakalar kristalografik olarak dislokasyon ve ikizlenme gibi kristal kusurları içerir ve bu da yüzey morfolojisinde kabartılar olarak kendisini gösterir [17, 168]. Şekil 4.8’de yer alan SEM görüntüsünde martenzit plakaları görülmektedir. Genel olarak bu plakalar birbiri ile uyumlu martenzit yapısı olan zig-zag tipi yapı oluşumu sergilerken aynı zamanda birbirine paralel martenzit varyantlar oluşmuştur.



Şekil 4.8: 1 nolu $\text{Cu}_{86.6}\text{Al}_{9.4}\text{Mn}_4$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

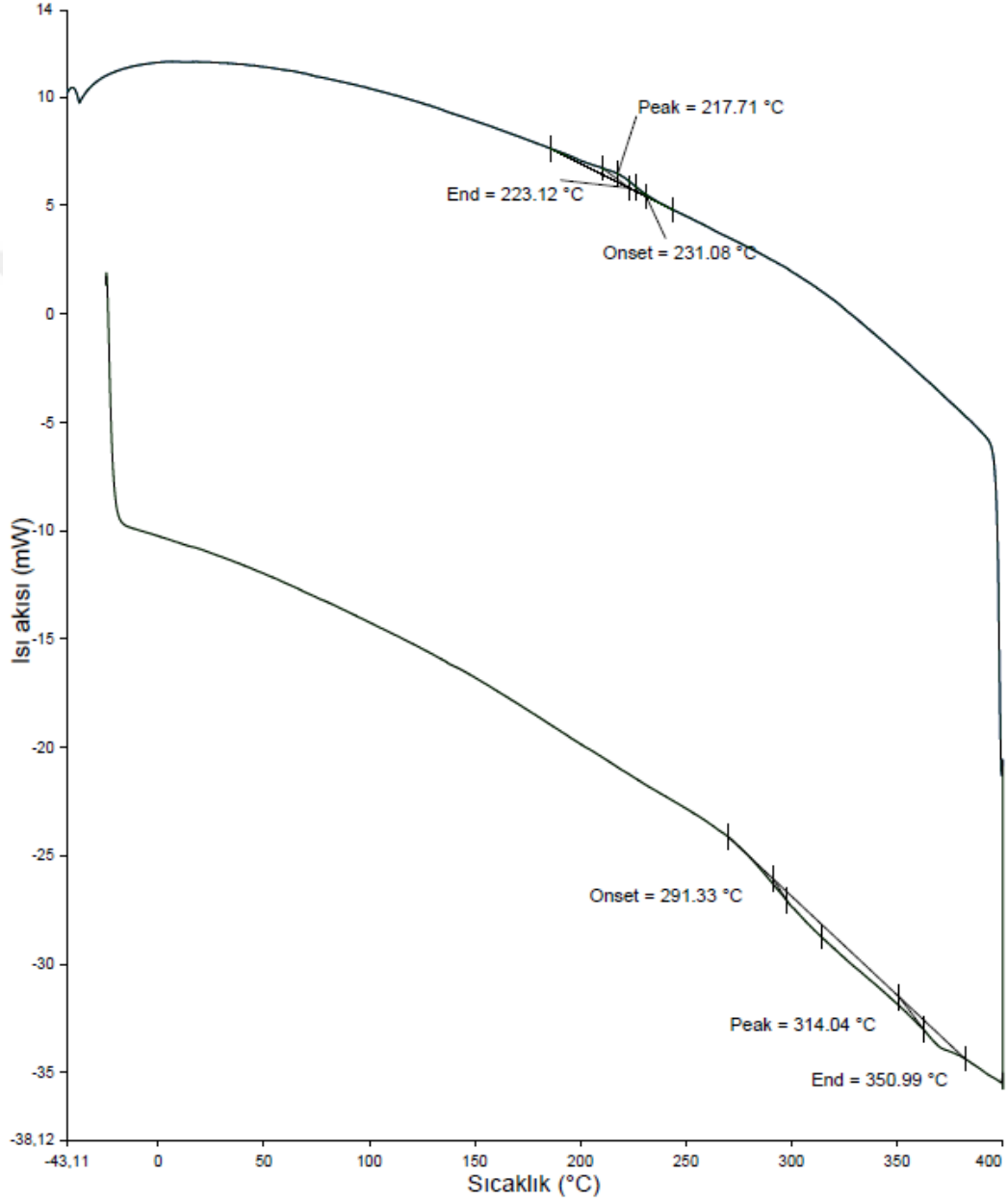
Yaşlandırma işlemine tabi tutulduktan sonra ölçüm alınan $\text{Cu}_{86.6}\text{Al}_{9.4}\text{Mn}_4$ ŞHA'nın X-ışını kırınım deseni Şekil 4.9'da sunulmuştur. Genel itibari ile β_1 fazı pikleri gözlemlenirken α faz piklerine de rastlanmıştır. β_1 (0018) belirleyici olan bu XRD deseninde β_1 fazını temsil eden $(12\bar{2})$, (202), (0018), $(12\bar{8})$, (208), (1210), ve $(20\bar{1}0)$ düzlemlerinin yanı sıra α fazına ait (111) ve (200) ve γ_1 fazına ait (201) düzlem yansımaları da görülmüştür. Monoklinik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4809\text{\AA}$, $b=5.3618\text{\AA}$, $c=37.9093\text{\AA}$, $\beta=89.5055^\circ$ şeklinde hesaplanmıştır. Alaşımın kafes parametrelerinden a/b oranı 0.835 olarak bulunmuş ve bu değer $\sqrt{3}/2$ oranından daha az olduğu bu yüzden ana faz yerleşiminin düzenli olduğu fakat temel düzlemi oluşturan atomların farklı büyüklükte olduğu saptanmıştır [17].



Şekil 4.9: 1 nolu $\text{Cu}_{86.6}\text{Al}_{9.4}\text{Mn}_4$ deney numunesinin XRD deseni.

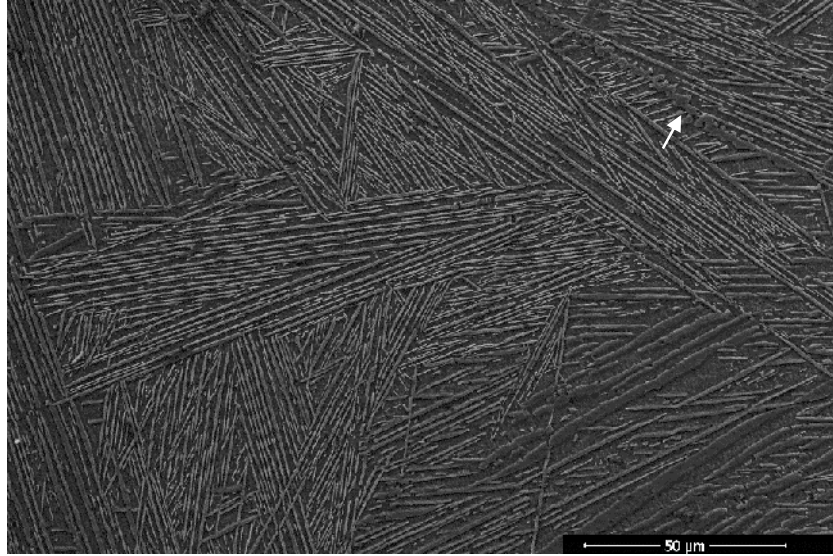
4.4.2 2 nolu $\text{Cu}_{88.36}\text{Al}_{9.65}\text{Mn}_{1.99}$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{88.36}\text{Al}_{9.65}\text{Mn}_{1.99}$ numunesinin -25°C 'den 400°C 'ye ısıtılıp daha sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonucundan $M_s=231.08^{\circ}\text{C}$, $M_f=223.12^{\circ}\text{C}$, $A_s=291.33^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=350.99^{\circ}\text{C}$ olduğu tespit edilmiştir. DSC eğrisi Şekil 4.10'da verilmiştir.



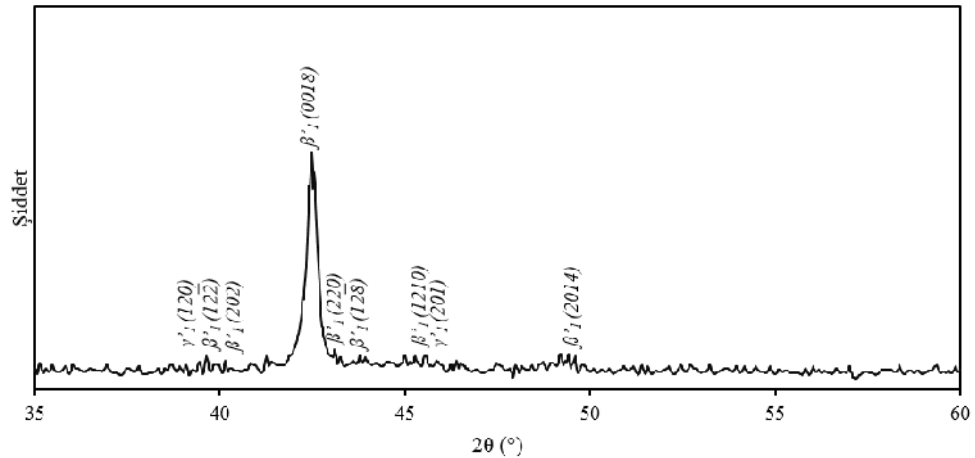
Şekil 4.10: 2 nolu $\text{Cu}_{88.36}\text{Al}_{9.65}\text{Mn}_{1.99}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

$\text{Cu}_{88.36}\text{Al}_{9.65}\text{Mn}_{1.99}$ numunesinin SEM görüntüsünde ise birbirine paralel ve birbiri ile uyumlu zig-zag tipi martenzit plakaları görülmüştür. Şekil 4.11'de ok ile gösterilen faz sınırının her iki yakasında farklı yönelimlerin olduğu saptanmıştır.



Şekil 4.11: 2 nolu $\text{Cu}_{88.36}\text{Al}_{9.65}\text{Mn}_{1.99}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

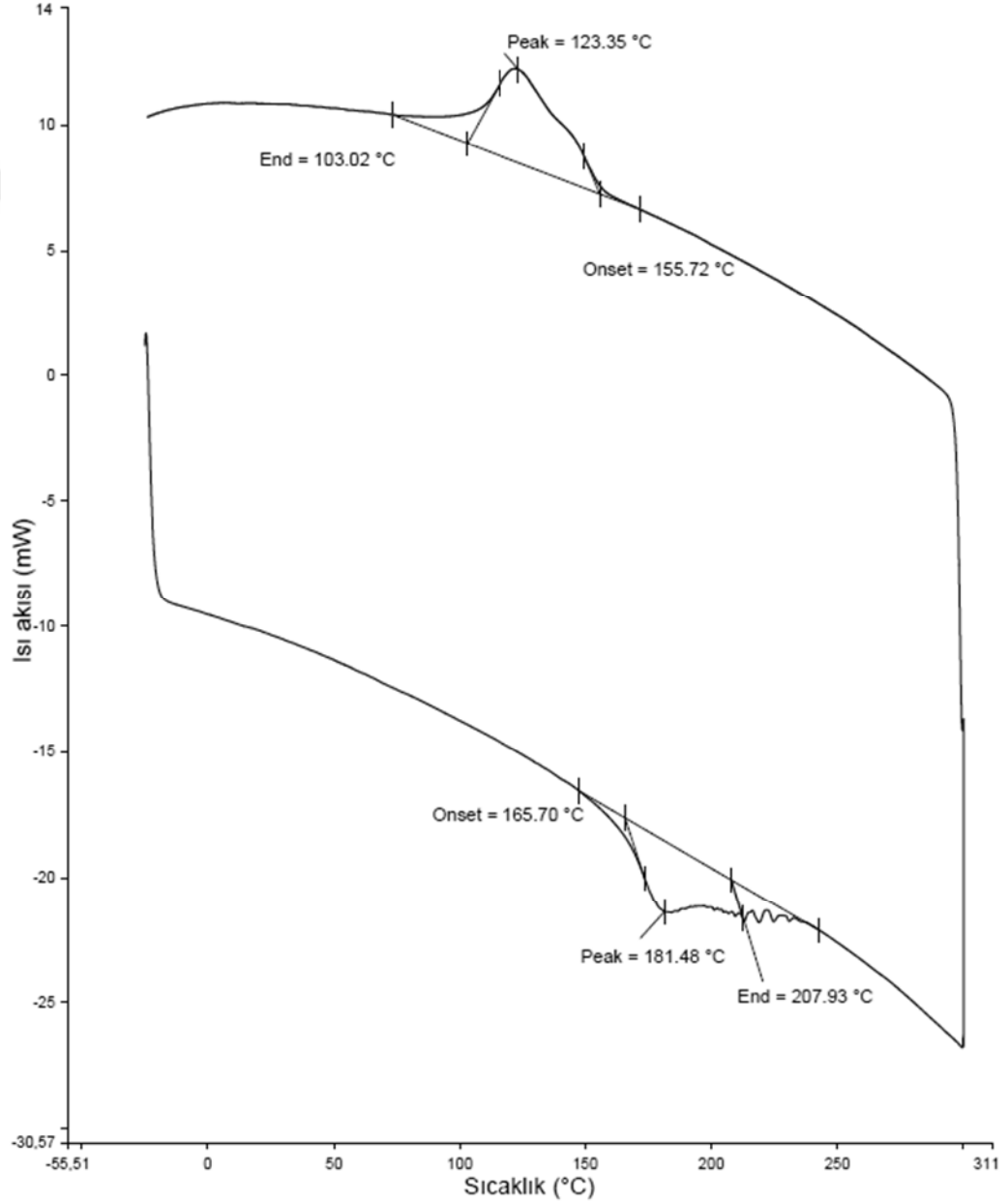
$\text{Cu}_{88.36}\text{Al}_{9.65}\text{Mn}_{1.99}$ numunenin yapılan XRD analizi sonucu elde edilen deseni Şekil 4.12’de gösterilmiştir. β_1 fazını temsil eden $(12\bar{2})$, (202) , (0018) , (220) , $(12\bar{8})$, (1210) , (201) , ve (2014) düzlemlerinin yanı sıra γ_1 fazına ait (120) ve (201) düzlem yansımaları da görülmüştür. Monoklinik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.9491\text{\AA}$, $b=5.7659\text{\AA}$, $c=37.5237\text{\AA}$, $\beta=89.1827^\circ$ şeklinde hesaplanmıştır. Alaşımın kafes parametrelerinden a/b oranı 0.858 olarak hesaplanmış ve bu değer $\sqrt{3}/2$ oranına eşit olduğu görülmüştür. Bu değer ana fazın düzenli bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir [169].



Şekil 4.12: 2 nolu $\text{Cu}_{88.36}\text{Al}_{9.65}\text{Mn}_{1.99}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.3 3 nolu $\text{Cu}_{86.39}\text{Al}_{10.26}\text{Mn}_{3.35}$ deney numunesi analizleri

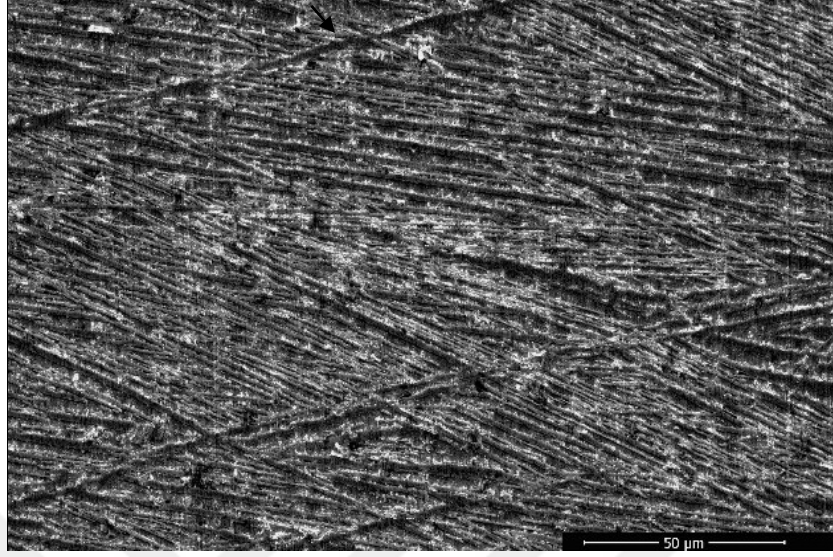
$\text{Cu}_{86.39}\text{Al}_{10.26}\text{Mn}_{3.35}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtılıp daha sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=155.72^{\circ}\text{C}$, $M_f=103.02^{\circ}\text{C}$, $A_s=165.70^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=207.93^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{86.39}\text{Al}_{10.26}\text{Mn}_{3.35}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.13'de sunulmuştur.



Şekil 4.13: 3 nolu $\text{Cu}_{86.39}\text{Al}_{10.26}\text{Mn}_{3.35}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

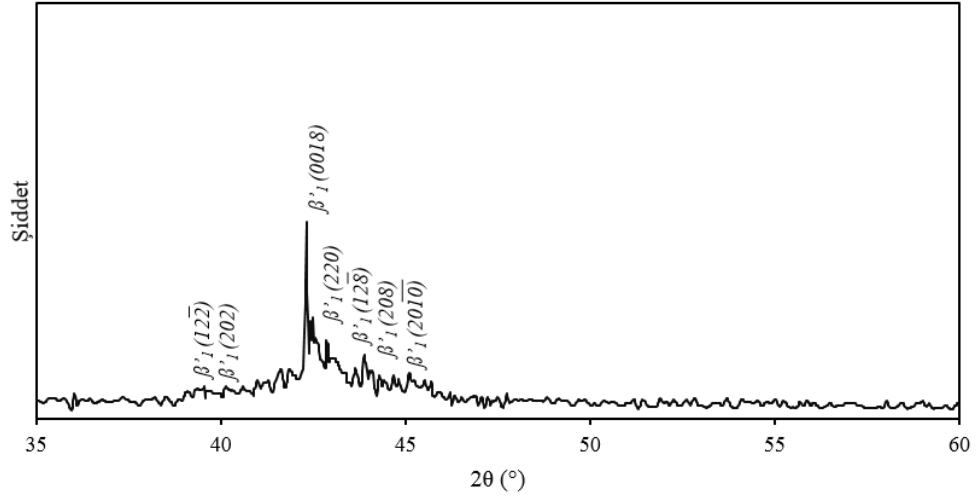
Şekil 4.14'te $\text{Cu}_{86.39}\text{Al}_{10.26}\text{Mn}_{3.35}$ deney numunesinin SEM görüntüsü verilmiştir. Görüntülerde oldukça baskın şekilde birbiri ile uyumlu zig-zag tipi plakalara

rastlanmıştır. Aynı zamanda zig-zag tipi plakaları kesen iğne tipindeki plakalar da gözlemlenmiştir.



Şekil 4.14: 3 nolu $\text{Cu}_{86.39}\text{Al}_{10.26}\text{Mn}_{3.35}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

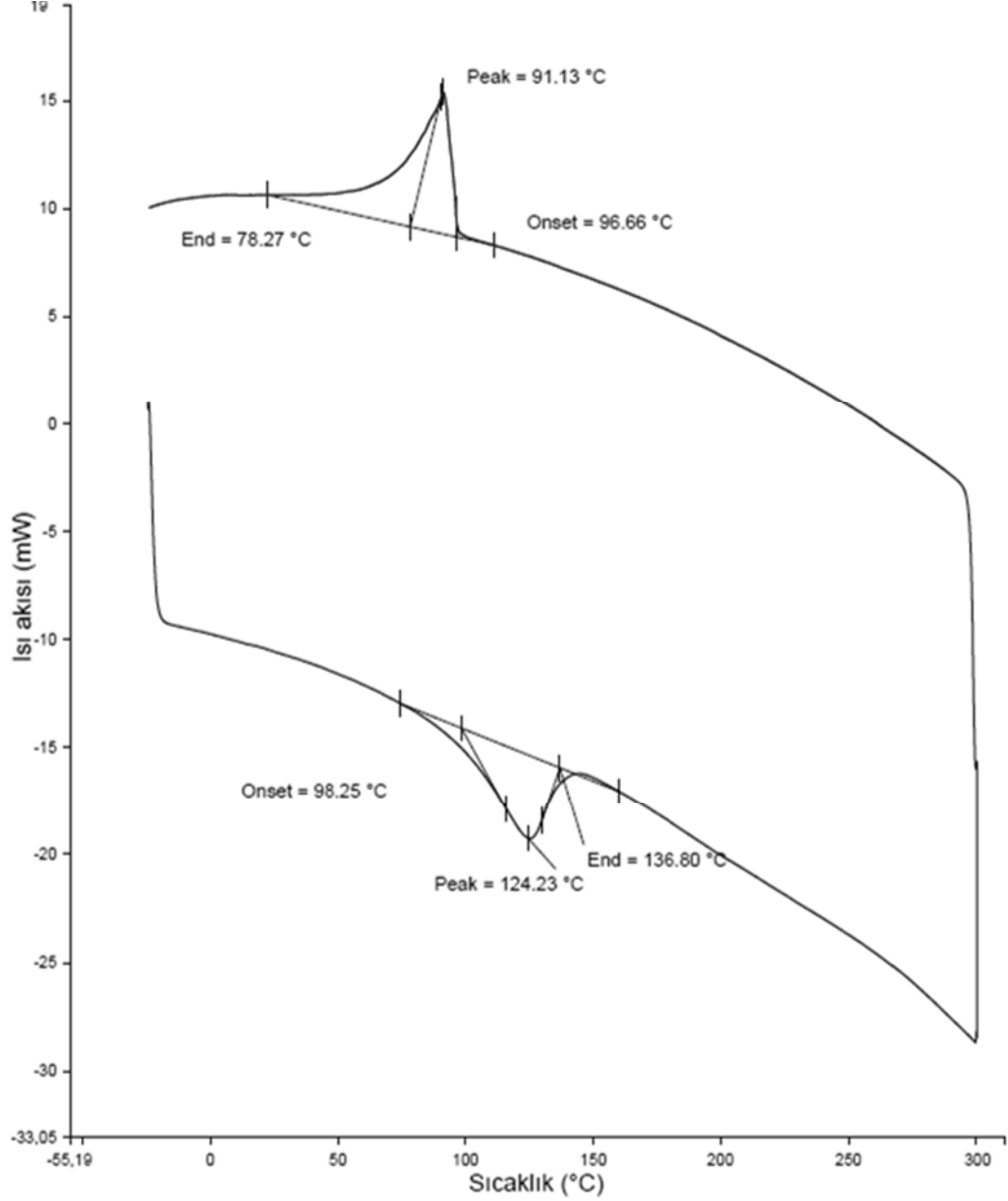
Şekil 4.15'te $\text{Cu}_{86.39}\text{Al}_{10.26}\text{Mn}_{3.35}$ deney numunesinin XRD deseni sunulmuştur. Desende β_1 fazını temsil eden $(12\bar{2})$, (202) , (0018) , (220) , $(12\bar{8})$, (208) ve $(20\bar{1}0)$ düzlemleri görülmüştür. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda monoklinik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.6075\text{\AA}$, $b=5.3214\text{\AA}$, $c=38.9939\text{\AA}$, $\beta=88.2464^\circ$ şeklinde hesaplanmış ve a/b oranı 0.838 bulunmuştur.



Şekil 4.15: 3 nolu $\text{Cu}_{86.39}\text{Al}_{10.26}\text{Mn}_{3.35}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.4 4 nolu $\text{Cu}_{84.6}\text{Al}_{10.79}\text{Mn}_{4.61}$ deney numunesi analizleri

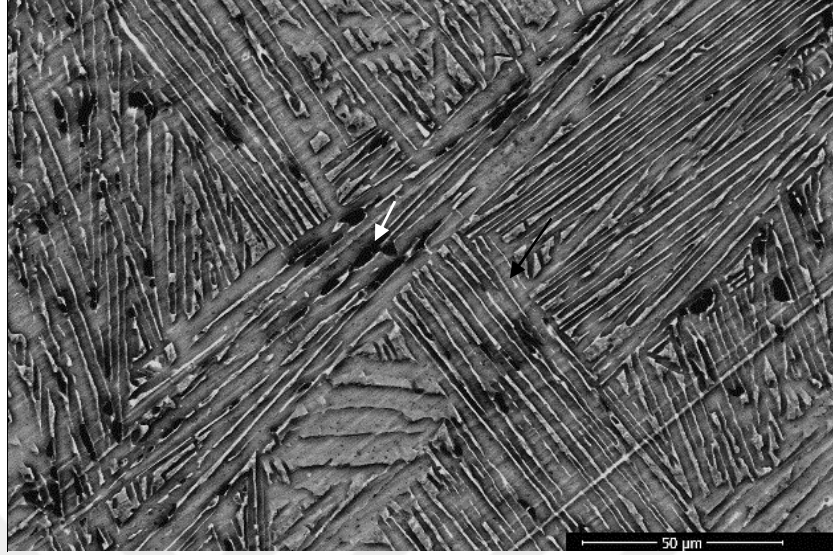
$\text{Cu}_{84.6}\text{Al}_{10.79}\text{Mn}_{4.61}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=96.66^{\circ}\text{C}$, $M_f=78.27^{\circ}\text{C}$, $A_s=98.25^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=136.80^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{84.6}\text{Al}_{10.79}\text{Mn}_{4.61}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.16'da sunulmuştur.



Şekil 4.16: 4 nolu $\text{Cu}_{84.6}\text{Al}_{10.79}\text{Mn}_{4.61}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

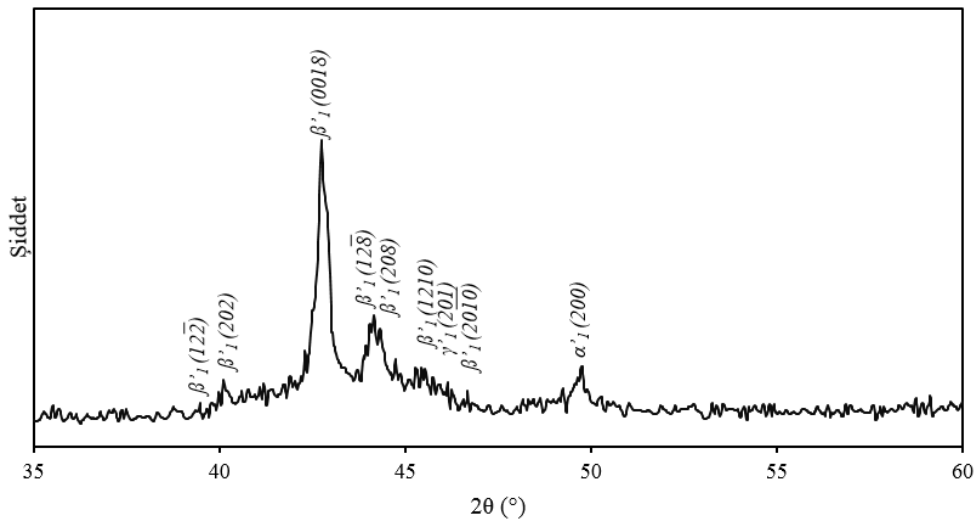
$\text{Cu}_{84.6}\text{Al}_{10.79}\text{Mn}_{4.61}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.17'de verilmiştir. Görüntü üzerinde birbiri ile uyumlu zig-zag tipi martenzit plakaların yanı sıra bu plakaları kesen birbirine paralel şekilde ikizlenmiş plakaların da var olduğu gözlemlenmiştir. Aynı zamanda siyah noktalar şeklinde gözlemlenen Al çökeltileri de

SEM görüntüsü üzerinde rahatlıkla görülebilmektedir. EDS analizlerinde siyah nokta üzerinden alınan ölçümde Al_2O_3 bileşiği çıktığı görülmüştür.



Şekil 4.17: 4 nolu $\text{Cu}_{84.6}\text{Al}_{10.79}\text{Mn}_{4.61}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

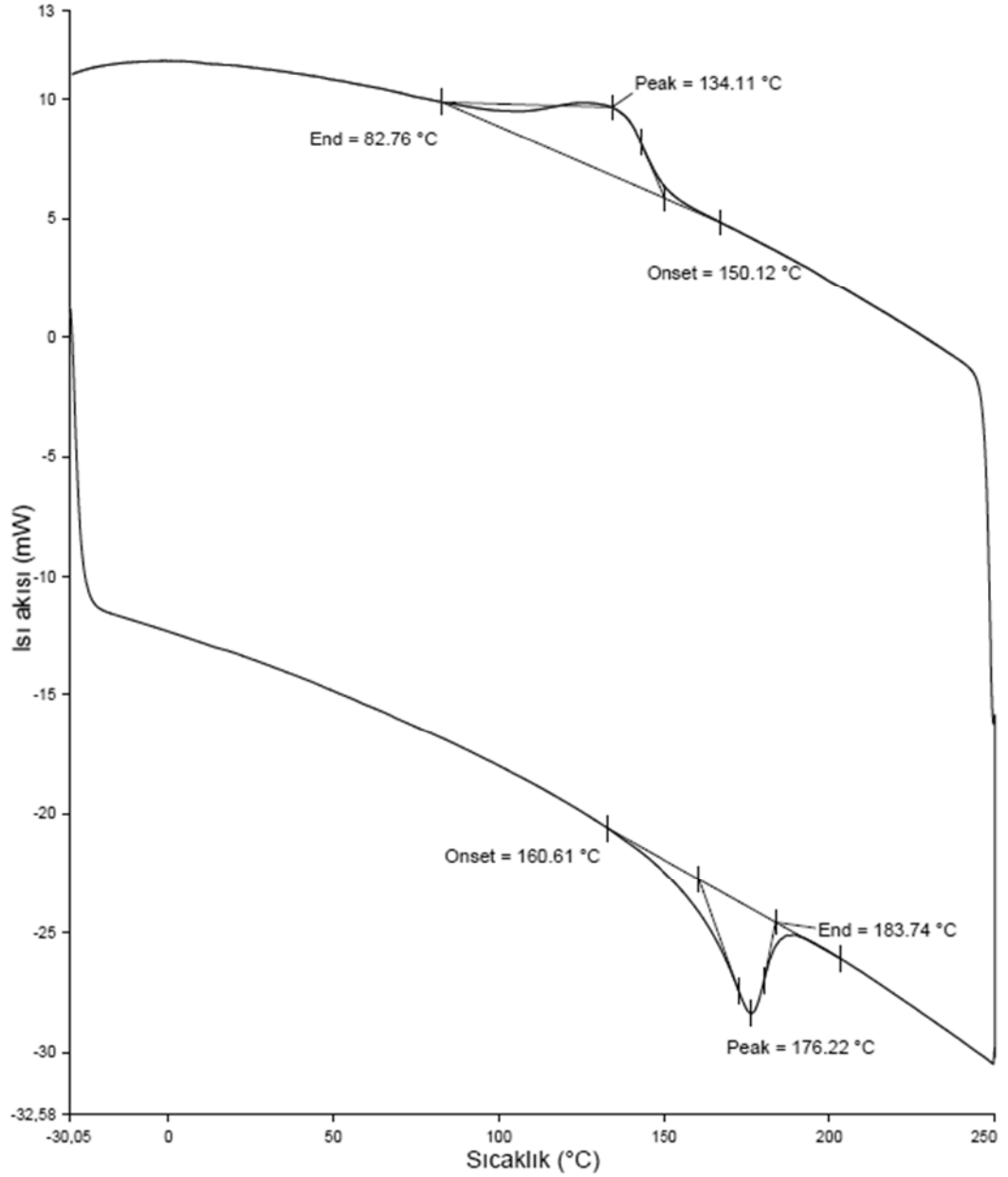
4 nolu $\text{Cu}_{84.6}\text{Al}_{10.79}\text{Mn}_{4.61}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.18’de sunulmuştur. Elde edilen desende β_1 fazını temsil eden $(12\bar{2})$, (202) , (0018) , $(12\bar{8})$, (208) , (1210) ve $(20\bar{1}0)$ düzlemlerinin yanı sıra α fazına ait (200) ve γ_1 fazına ait (201) düzlem yansımaları da görülmüştür. XRD desenlerine göre yapılan hesaplamalarda monoklinik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4872\text{\AA}$, $b=5.2618\text{\AA}$, $c=39.8292\text{\AA}$, $\beta=89.3358^\circ$ bulunmuş a/b oranı 0.852 hesaplanmıştır.



Şekil 4.18: 4 nolu $\text{Cu}_{84.6}\text{Al}_{10.79}\text{Mn}_{4.61}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.5 5 nolu $\text{Cu}_{86.63}\text{Al}_{10.87}\text{Mn}_{2.5}$ deney numunesi analizleri

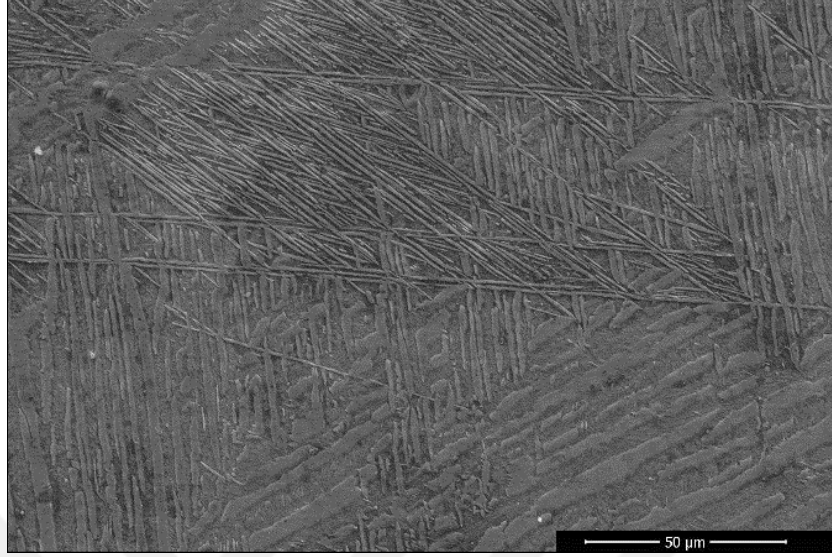
$\text{Cu}_{86.63}\text{Al}_{10.87}\text{Mn}_{2.5}$ numunesi -30°C 'den 250°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -30°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=150.12^{\circ}\text{C}$, $M_f=82.76^{\circ}\text{C}$, $A_s=160.61^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=183.74^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{86.63}\text{Al}_{10.87}\text{Mn}_{2.5}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.19'da sunulmuştur.



Şekil 4.19: 5 nolu $\text{Cu}_{86.63}\text{Al}_{10.87}\text{Mn}_{2.5}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

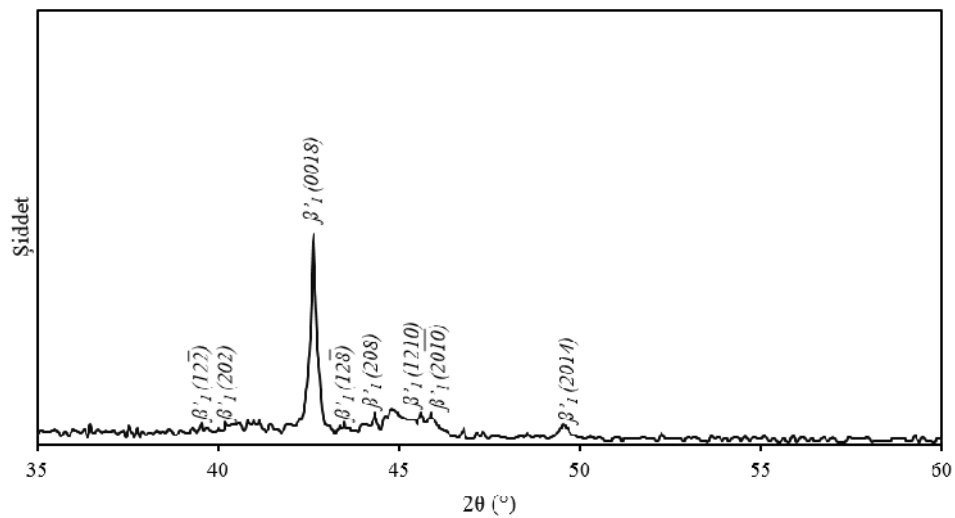
$\text{Cu}_{86.63}\text{Al}_{10.87}\text{Mn}_{2.5}$ deney numunesine ait SEM görüntüleri Şekil 4.20'de sunulmuştur. Görüntülerde çoğunlukla birbiri ile uyumlu zig-zag tipi martenzit plakaları ve iğne tipi

plakalar göze çarpmaktadır. Birbirine paralel olan martenzit plakaların diğer plakalarla çakışacak şekilde yüzeyde yer aldığı gözlemlenmiştir.



Şekil 4.20: 5 nolu $\text{Cu}_{86.63}\text{Al}_{10.87}\text{Mn}_{2.5}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

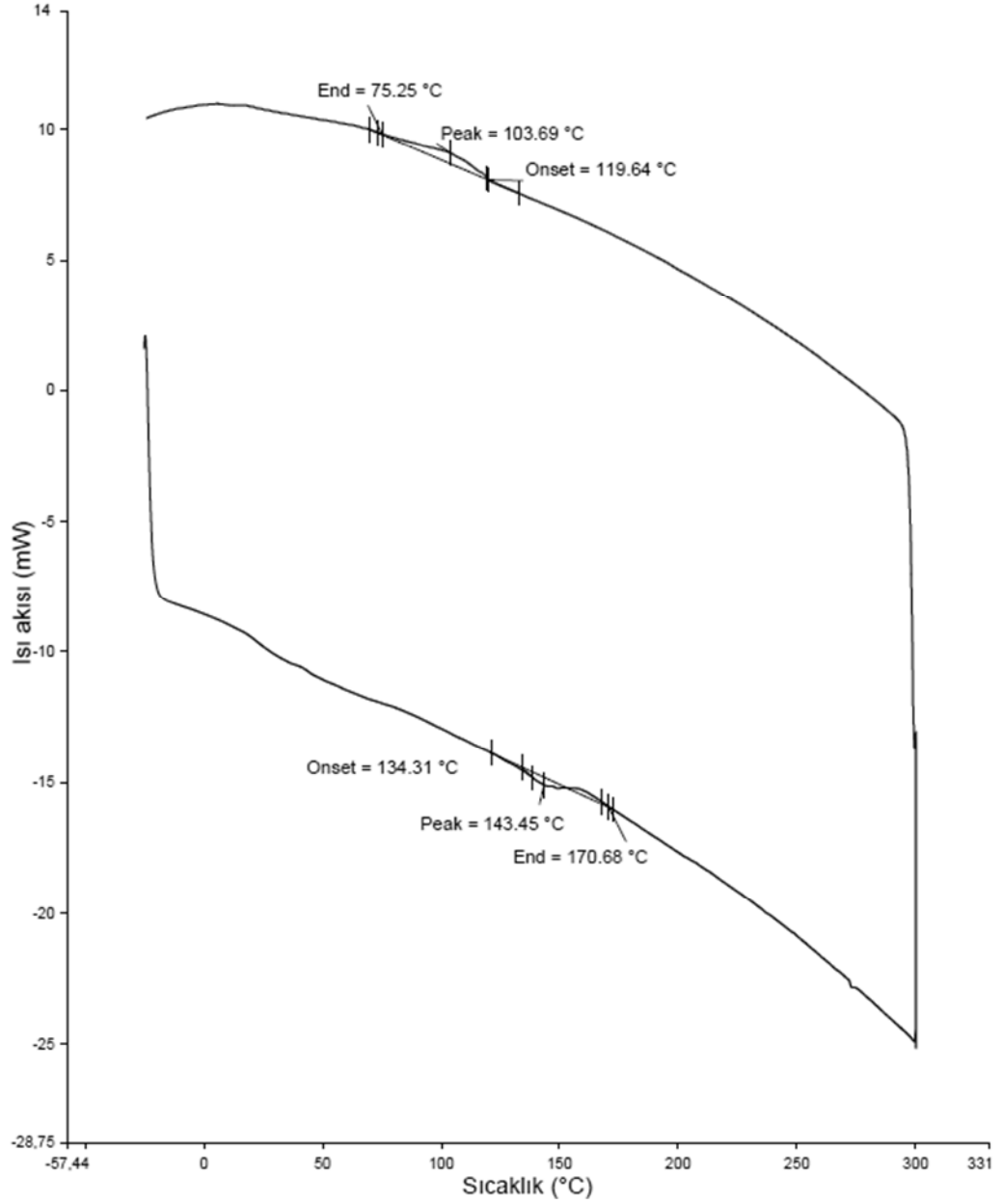
5 nolu $\text{Cu}_{86.63}\text{Al}_{10.87}\text{Mn}_{2.5}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.21’de sunulmuştur. Elde edilen desende β_1 fazını temsil eden $(12\bar{2})$, (202) , (0018) , $(12\bar{8})$, (208) , (1210) , $(20\bar{1}0)$ ve (2014) düzlemlerinin yansımalarına rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda monoklinik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.5914\text{\AA}$, $b=5.3331\text{\AA}$, $c=38.7951\text{\AA}$, $\beta=88.7558^\circ$ şeklinde bulunmuş a/b oranı 0.861 olarak hesaplanmıştır.



Şekil 4.21: 5 nolu $\text{Cu}_{86.63}\text{Al}_{10.87}\text{Mn}_{2.5}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.6 6 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.1}\text{Mn}_{3.85}$ deney numunesi analizleri

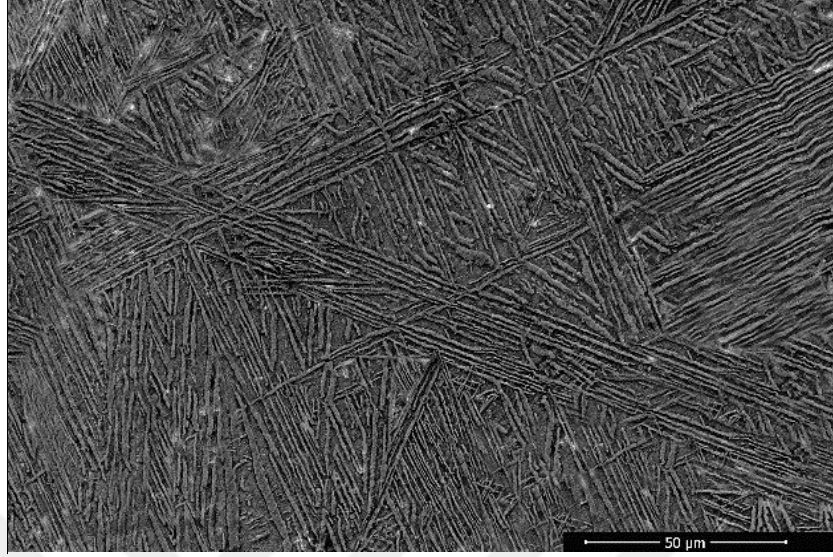
$\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.1}\text{Mn}_{3.85}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutularak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=119.64^{\circ}\text{C}$, $M_f=75.25^{\circ}\text{C}$, $A_s=134.31^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=170.68^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.1}\text{Mn}_{3.85}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.22'de sunulmuştur.



Şekil 4.22: 6 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.1}\text{Mn}_{3.85}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

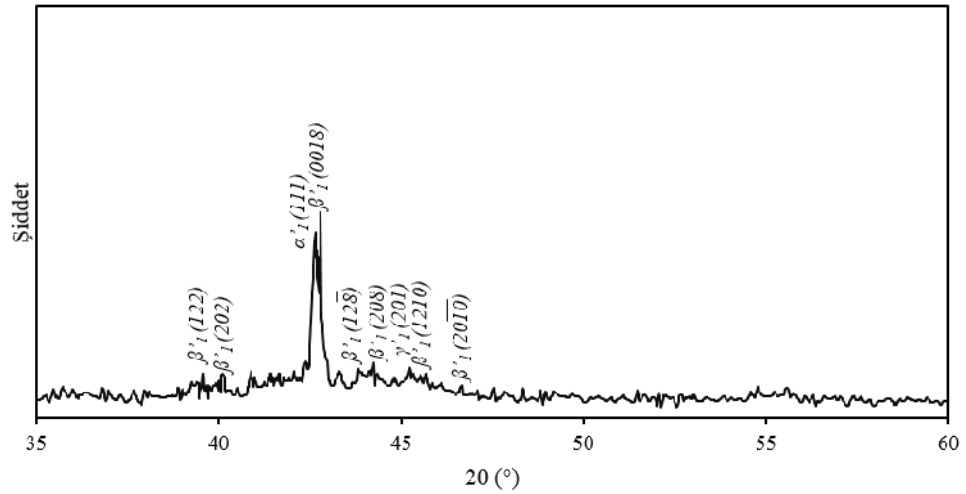
$\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.1}\text{Mn}_{3.85}$ numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.23'te verilmiştir. SEM görüntüsü üzerinde sıklıkla birbirine paralel martenzit plakaları bulunmaktadır. Aynı

zamanda birbiri ile uyumlu zig-zag tipi plakalar ve iğne tipi plakalar da yüzeyde kendisini göstermektedir.



Şekil 4.23: 6 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.1}\text{Mn}_{3.85}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

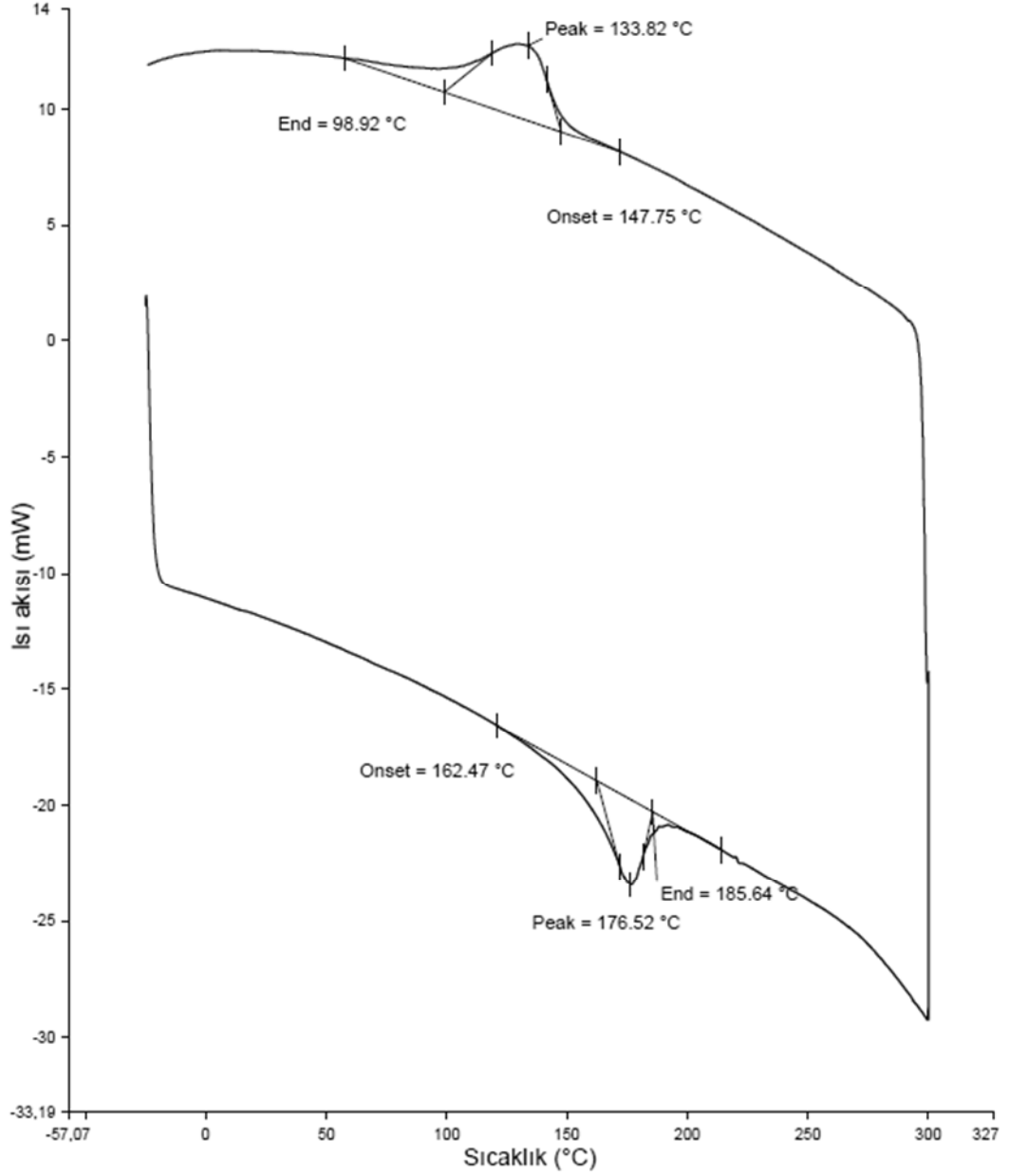
6 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.1}\text{Mn}_{3.85}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.24'te sunulmuştur. Elde edilen desende β_1 fazını temsil eden $(12\bar{2})$, (202) , (0018) , $(12\bar{8})$, (208) , (1210) ve $(20\bar{1}0)$ düzlemlerinin yanı sıra α fazına ait (111) ve γ_1 fazına ait (201) düzlem yansımaları da görülmüştür. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda monoklinik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4613\text{\AA}$, $b=5.2413\text{\AA}$, $c=41.4381\text{\AA}$, $\beta=89.1383^\circ$ şeklinde bulunmuş a/b oranı 0.851 olarak hesaplanmıştır.



Şekil 4.24: 6 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.1}\text{Mn}_{3.85}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.7 7 nolu $\text{Cu}_{86.73}\text{Al}_{11.41}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesi analizleri

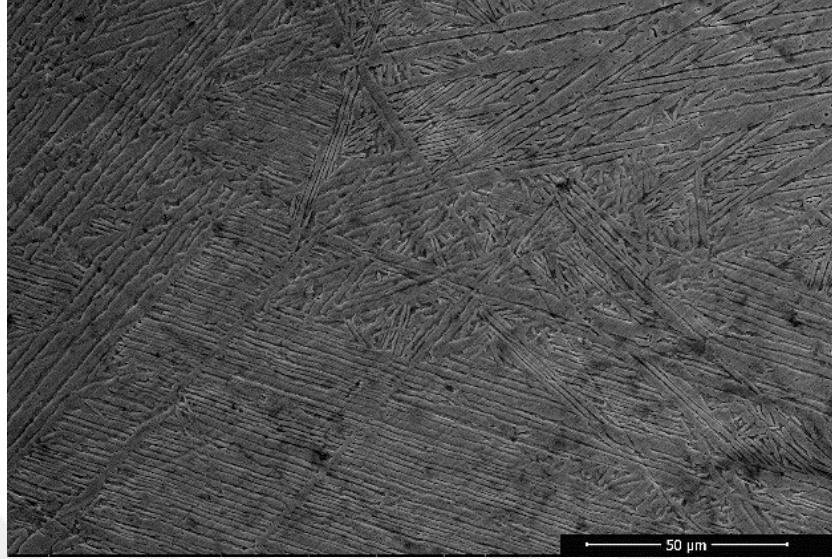
$\text{Cu}_{86.73}\text{Al}_{11.41}\text{Mn}_{1.86}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=147.75^{\circ}\text{C}$, $M_f=98.92^{\circ}\text{C}$, $A_s=162.47^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=185.64^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{86.73}\text{Al}_{11.41}\text{Mn}_{1.86}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.25'te sunulmuştur.



Şekil 4.25: 7 nolu $\text{Cu}_{86.73}\text{Al}_{11.41}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

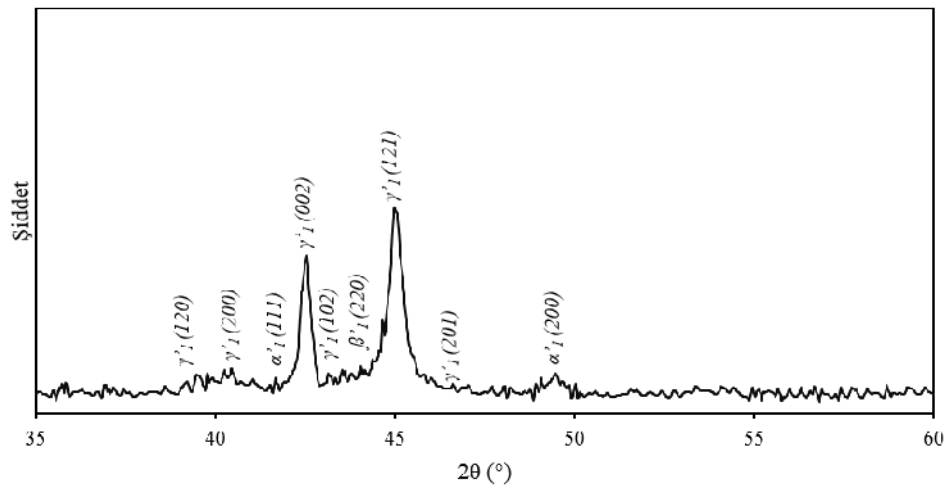
Şekil 4.26'da verilen $\text{Cu}_{86.73}\text{Al}_{11.41}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin görüntüsünde birbirine paralel şekilde olan martenzit plakalar ve birbiri ile uyumlu zig-zag tipi plakaların

baskın biçimde yer aldığı fakat iğne tipi plakaların çok nadir bir şekilde oluşum gösterdiği gözlemlenmiştir.



Şekil 4.26: 7 nolu $\text{Cu}_{86.73}\text{Al}_{11.41}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

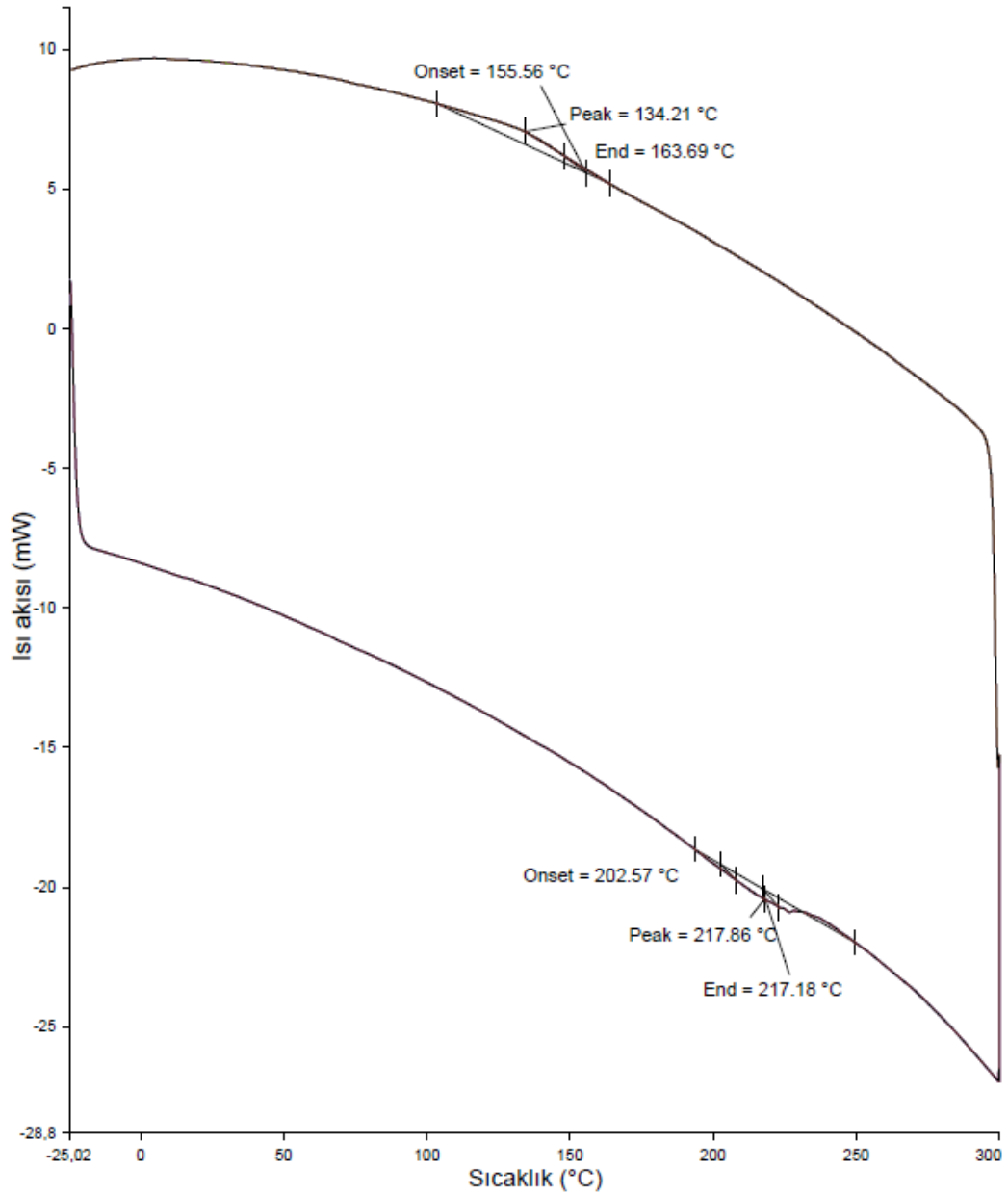
7 nolu $\text{Cu}_{86.73}\text{Al}_{11.41}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.27’de sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (121) ve (200) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) ile (200) ve β_1 fazına ait (220) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4300\text{\AA}$, $b=5.2348\text{\AA}$, $c=4.4480\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.27: 7 nolu $\text{Cu}_{86.73}\text{Al}_{11.41}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.8 8 nolu $\text{Cu}_{87.47}\text{Al}_{11.48}\text{Mn}_{1.05}$ deney numunesi analizleri

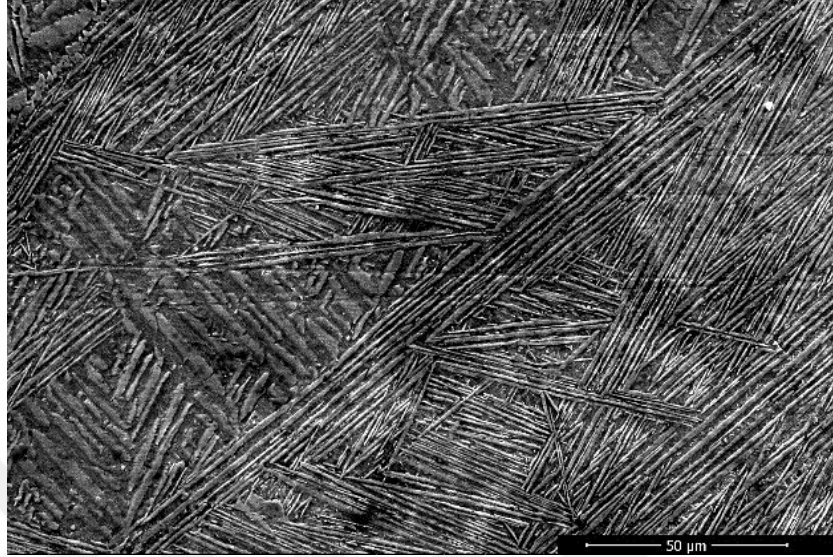
$\text{Cu}_{87.47}\text{Al}_{11.48}\text{Mn}_{1.05}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutularak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=163.69^{\circ}\text{C}$, $M_f=155.56^{\circ}\text{C}$, $A_s=202.57^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=217.18^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{87.47}\text{Al}_{11.48}\text{Mn}_{1.05}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.28'de sunulmuştur.



Şekil 4.28: 8 nolu $\text{Cu}_{87.47}\text{Al}_{11.48}\text{Mn}_{1.05}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

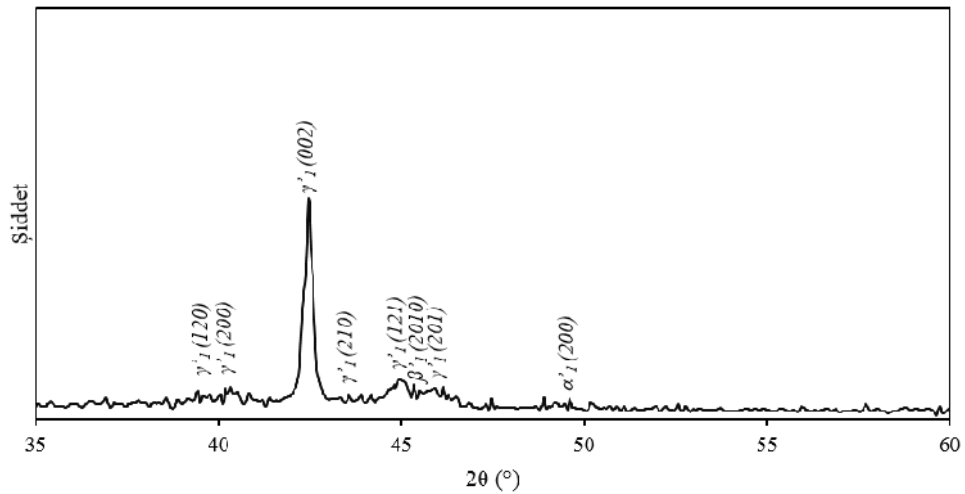
$\text{Cu}_{87.47}\text{Al}_{11.48}\text{Mn}_{1.05}$ numunenin SEM görüntüsü Şekil 4.29'da sunulmuştur. Çok belirgin şekilde uzanan birbirine paralel martenzit plakaları sıklıkla yer almıştır. Bu plaka grupları farklı yönlerde uzanım göstermelerinden dolayı birçok bölgede birbirleri

ile çakışmıştır. Birbiri ile uyumlu zig-zag tipi plakalar da yüzeyde birbirine paralel uzanan martenzit plakaların arasında kendisine yer bulurken iğne tipi martenzit plakalar da çeşitli büyüklüklerde yüzeyde gözlemlenmiştir.



şekil 4.29: 8 nolu $\text{Cu}_{87.47}\text{Al}_{11.48}\text{Mn}_{1.05}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

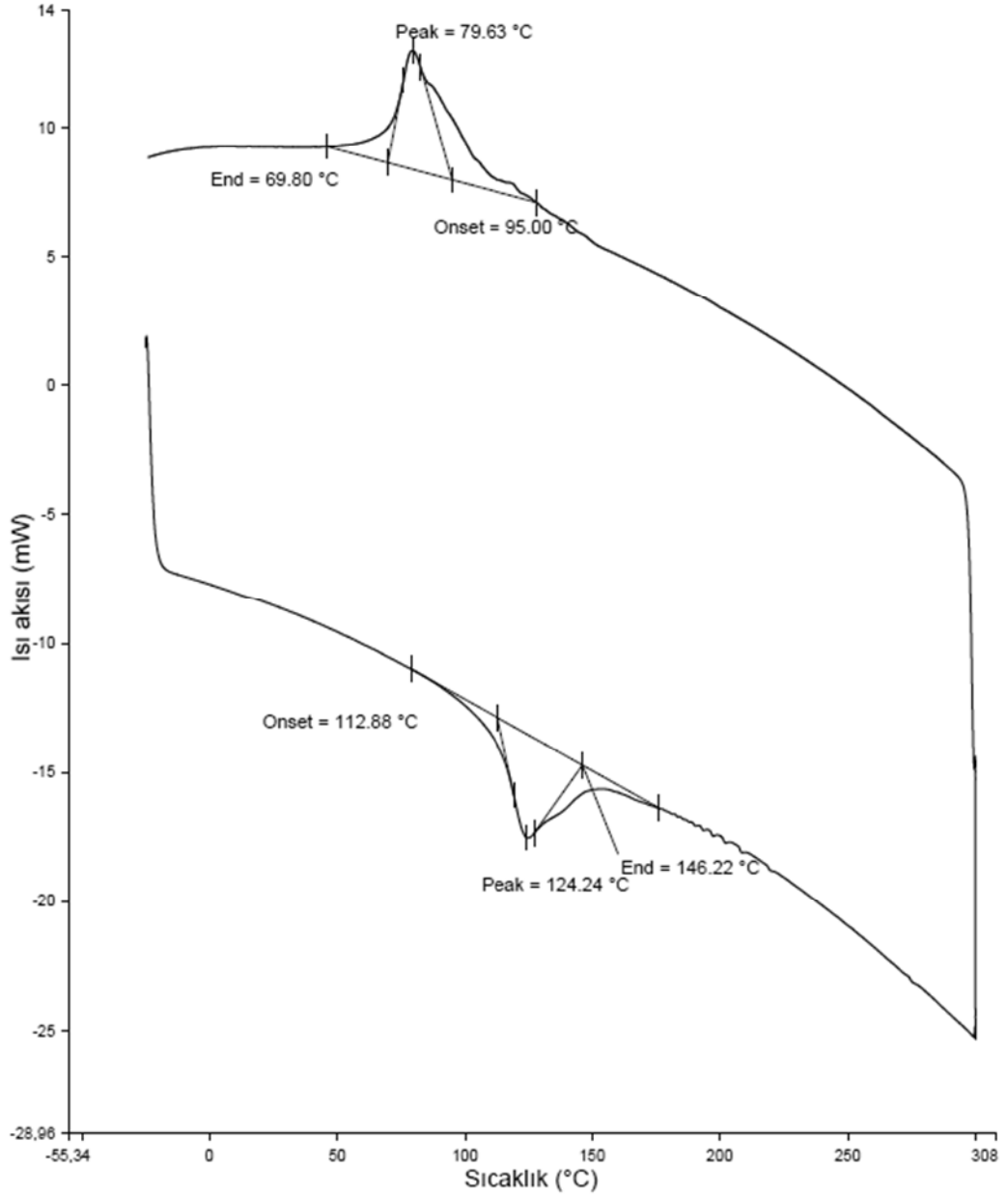
8 nolu $\text{Cu}_{87.47}\text{Al}_{11.48}\text{Mn}_{1.05}$ deney numunesinin XRD deseni şekil 4.30’da sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (210), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (200) ve β_1 fazına ait (2010) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4711\text{\AA}$, $b=5.3543\text{\AA}$, $c=4.2512\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



şekil 4.30: 8 nolu $\text{Cu}_{87.47}\text{Al}_{11.48}\text{Mn}_{1.05}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.9 9 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesi analizleri

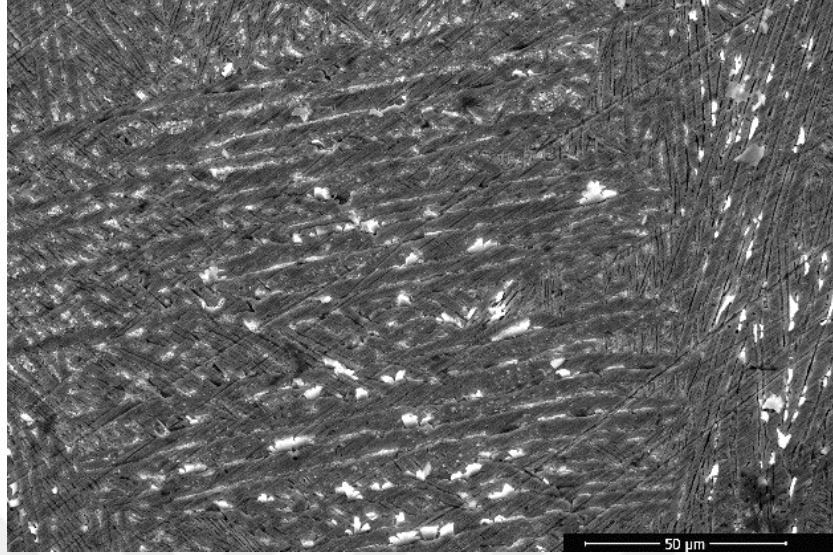
$\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutularak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=95^{\circ}\text{C}$, $M_f=69.8^{\circ}\text{C}$, $A_s=112.88^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=146.22^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.31'de sunulmuştur.



Şekil 4.31: 9 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

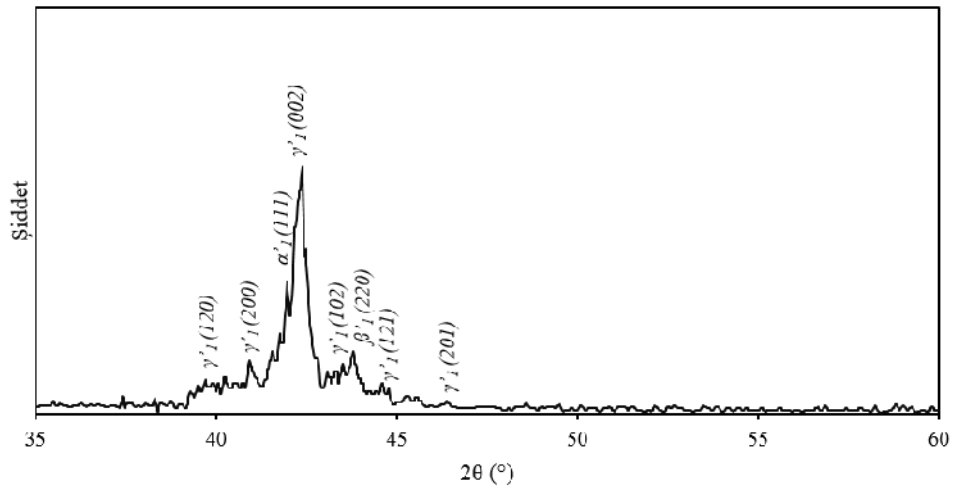
$\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.32'de verilmiştir. Yüzey genel olarak paralel martenzit plakalardan oluşum göstermiş ve birçok bölgede

beyaz olarak gözlemlenen arabileşik çökeltilerine rastlanmıştır. EDS analizlerinde beyaz nokta üzerinden alınan ölçümde Al_2O_3 bileşiği çıktığı görülmüştür.



Şekil 4.32: 9 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

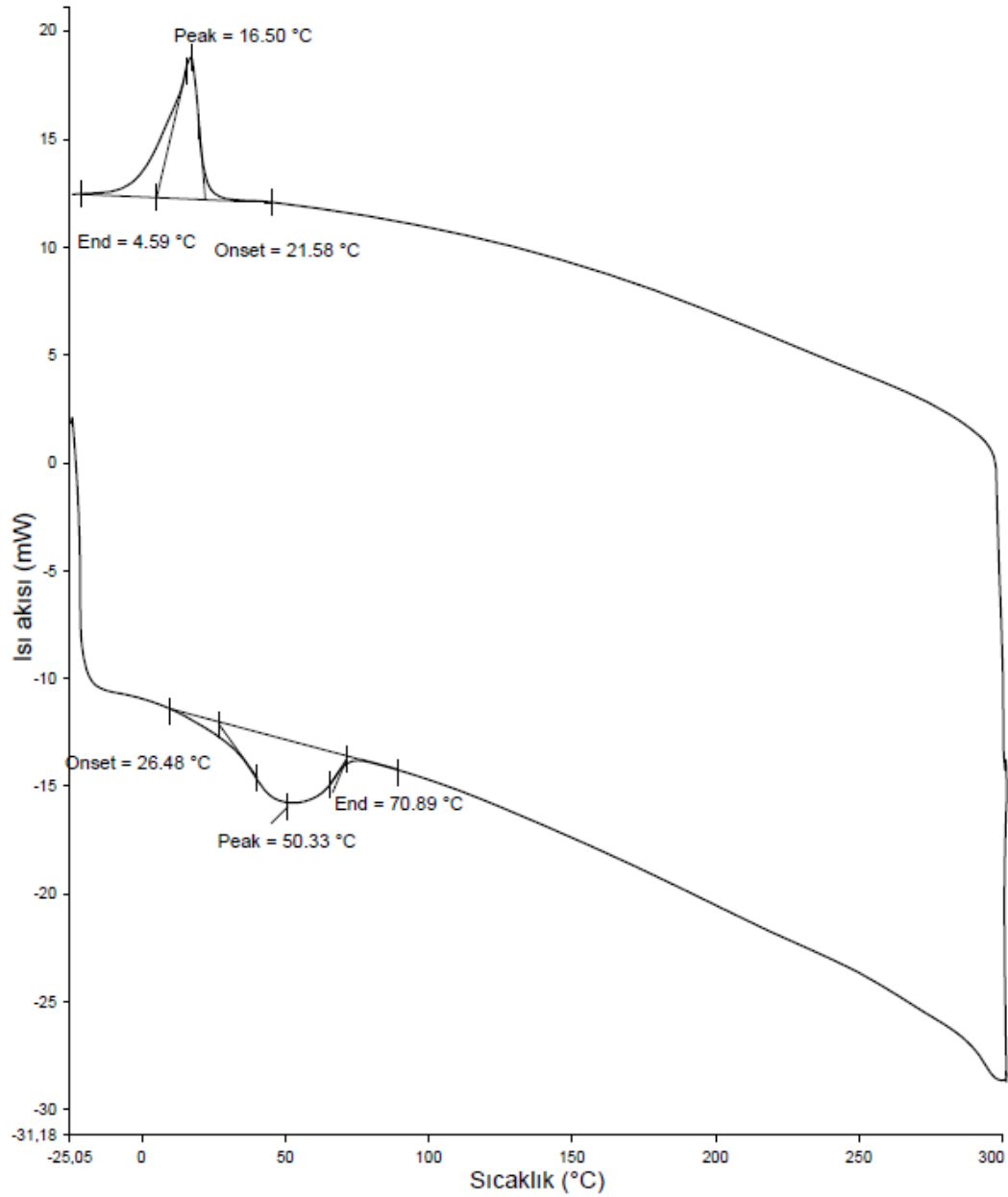
9 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.33'te sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (102), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) ve β_1 fazına ait (220) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.110\text{\AA}$, $b=5.2957\text{\AA}$, $c=4.4481\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.33: 9 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.10 10 nolu $\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ deney numunesi analizleri

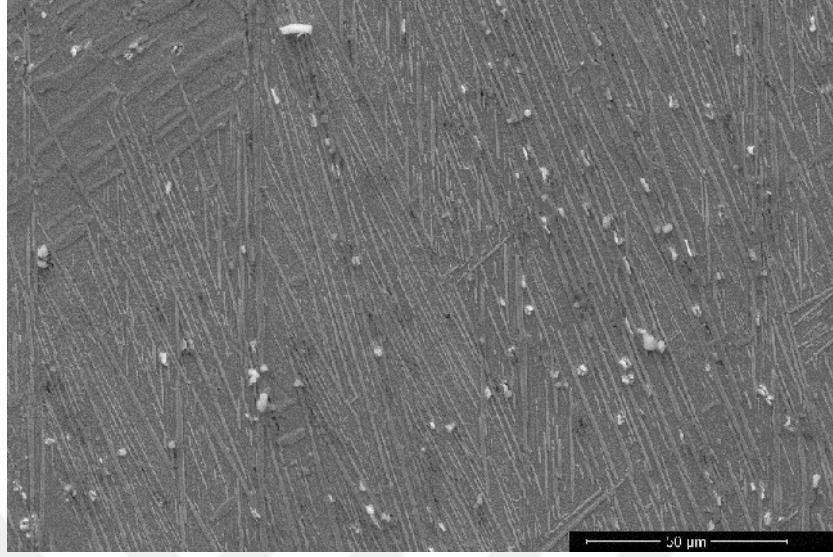
$\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=21.58^{\circ}\text{C}$, $M_f=4.59^{\circ}\text{C}$, $A_s=26.48^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=70.89^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.34'te sunulmuştur.



Şekil 4.34: 10 nolu $\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

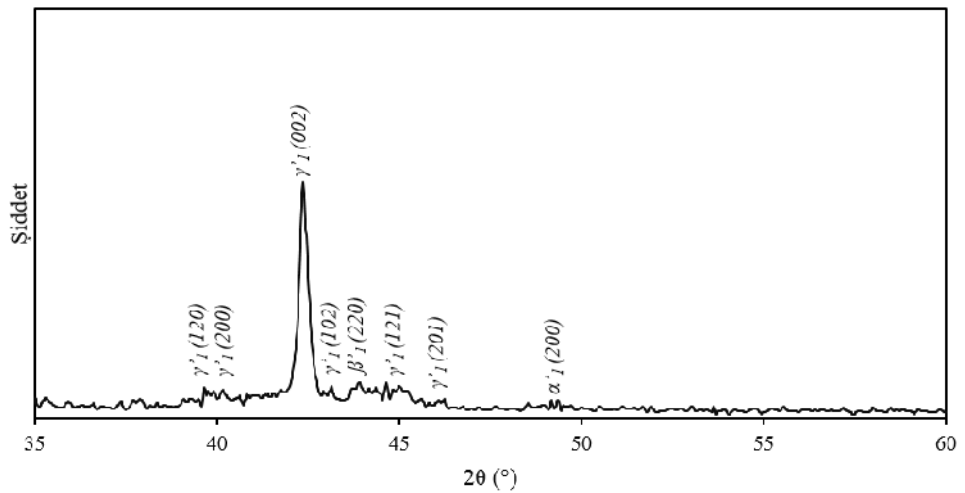
$\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.35'te sunulmuştur. $\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ numunesi yüzeyinde genel itibariyle farklı yönelimlere sahip

martenzit plakalar yer almaktadır. Plakalar arasında da sıklıkla arabileşik çökeltileri bulunmaktadır.



Şekil 4.35: 10 nolu $\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

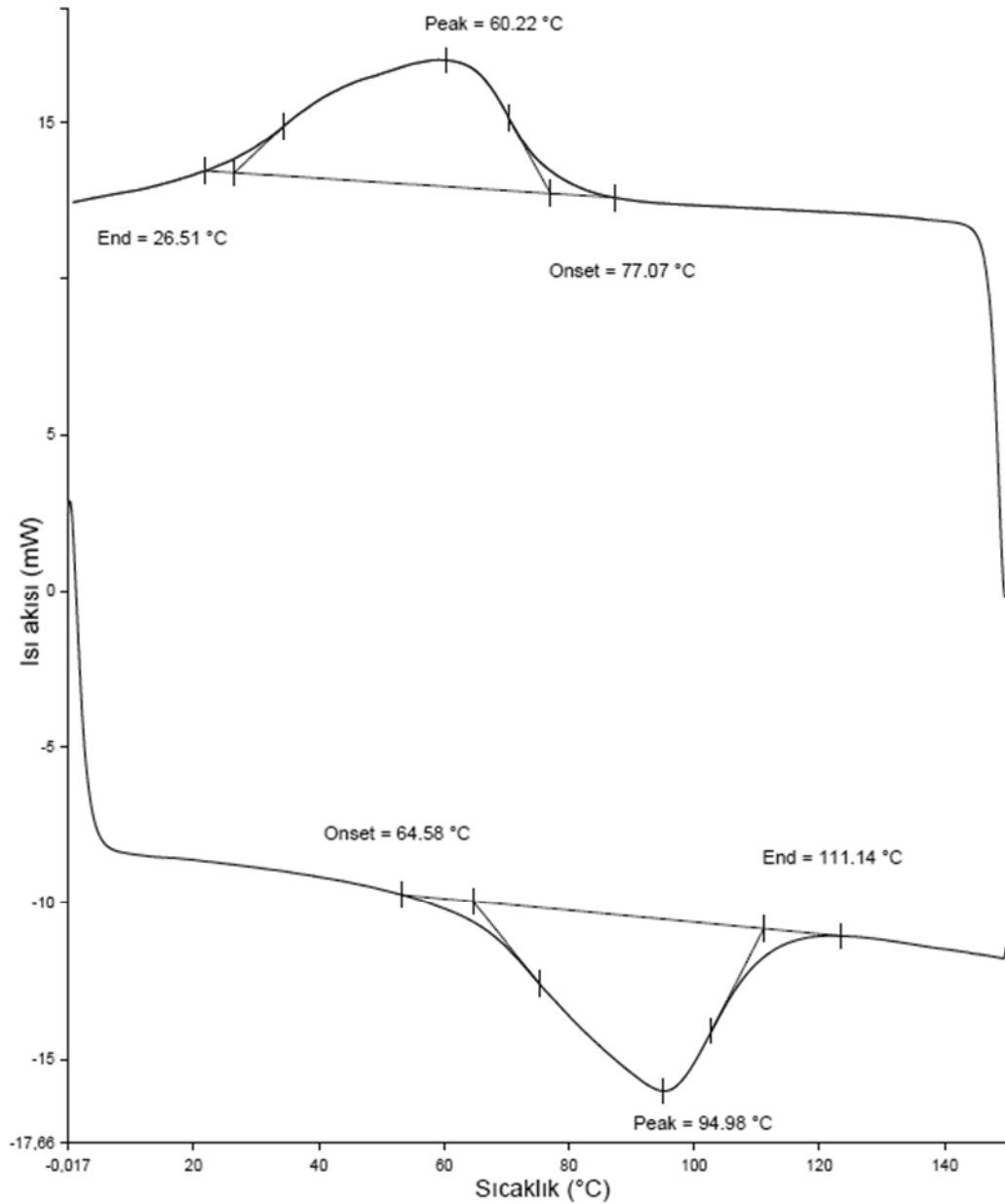
10 nolu $\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.36’da sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (102), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (200) ve β_1 fazına ait (220) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.5015\text{\AA}$, $b=5.2096\text{\AA}$, $c=4.4622\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.36: 10 nolu $\text{Cu}_{83.03}\text{Al}_{11.98}\text{Mn}_{4.99}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.11 11 nolu $\text{Cu}_{84.13}\text{Al}_{12.21}\text{Mn}_{3.66}$ deney numunesi analizleri

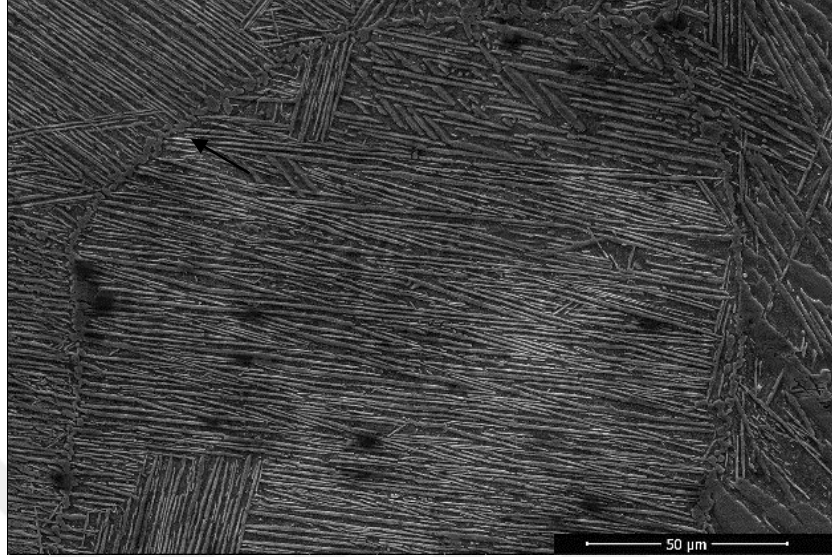
$\text{Cu}_{84.13}\text{Al}_{12.21}\text{Mn}_{3.66}$ numunesi 25°C 'den 150°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar 25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=26.51^{\circ}\text{C}$, $M_f=77.07^{\circ}\text{C}$, $A_s=64.58^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=111.14^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{84.13}\text{Al}_{12.21}\text{Mn}_{3.66}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.37'de sunulmuştur.



Şekil 4.37: 11 nolu $\text{Cu}_{84.13}\text{Al}_{12.21}\text{Mn}_{3.66}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

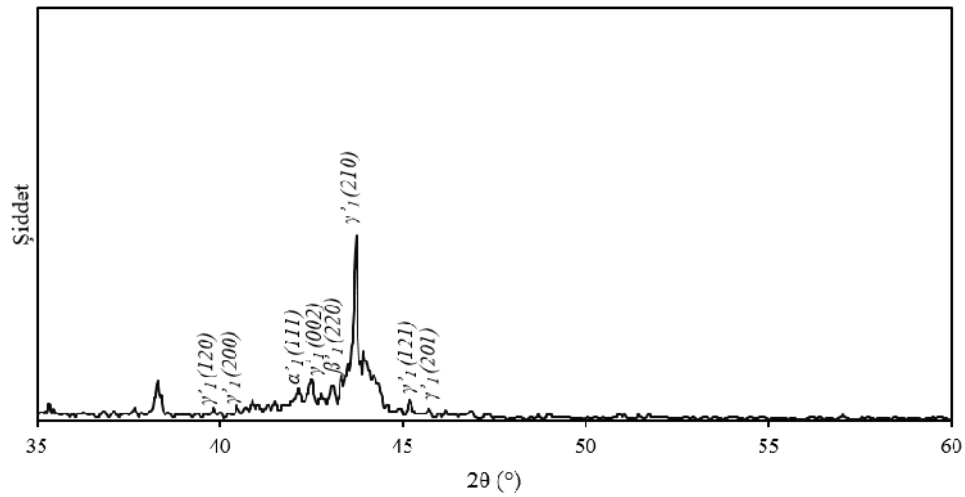
$\text{Cu}_{84.13}\text{Al}_{12.21}\text{Mn}_{3.66}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.38'de verilmiştir. Yüzey görüntüsünde tane içerisindeki plakaların diğer tanelere göre farklı yönelimlere sahip olduğu anlaşılmaktadır. Genellikle birbiri ile uyumlu zig-zag tipi plakaların yer

aldığı bu görüntüde tane sınırı bölgelerindeki düzensiz oluşumlar da açıkça görülmektedir. Tane içerisinde yayılımı çok yoğun şekilde olmasa da alüminyum çökeltiler gözlemlenmiştir.



Şekil 4.38: 11 nolu $\text{Cu}_{84.13}\text{Al}_{12.21}\text{Mn}_{3.66}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

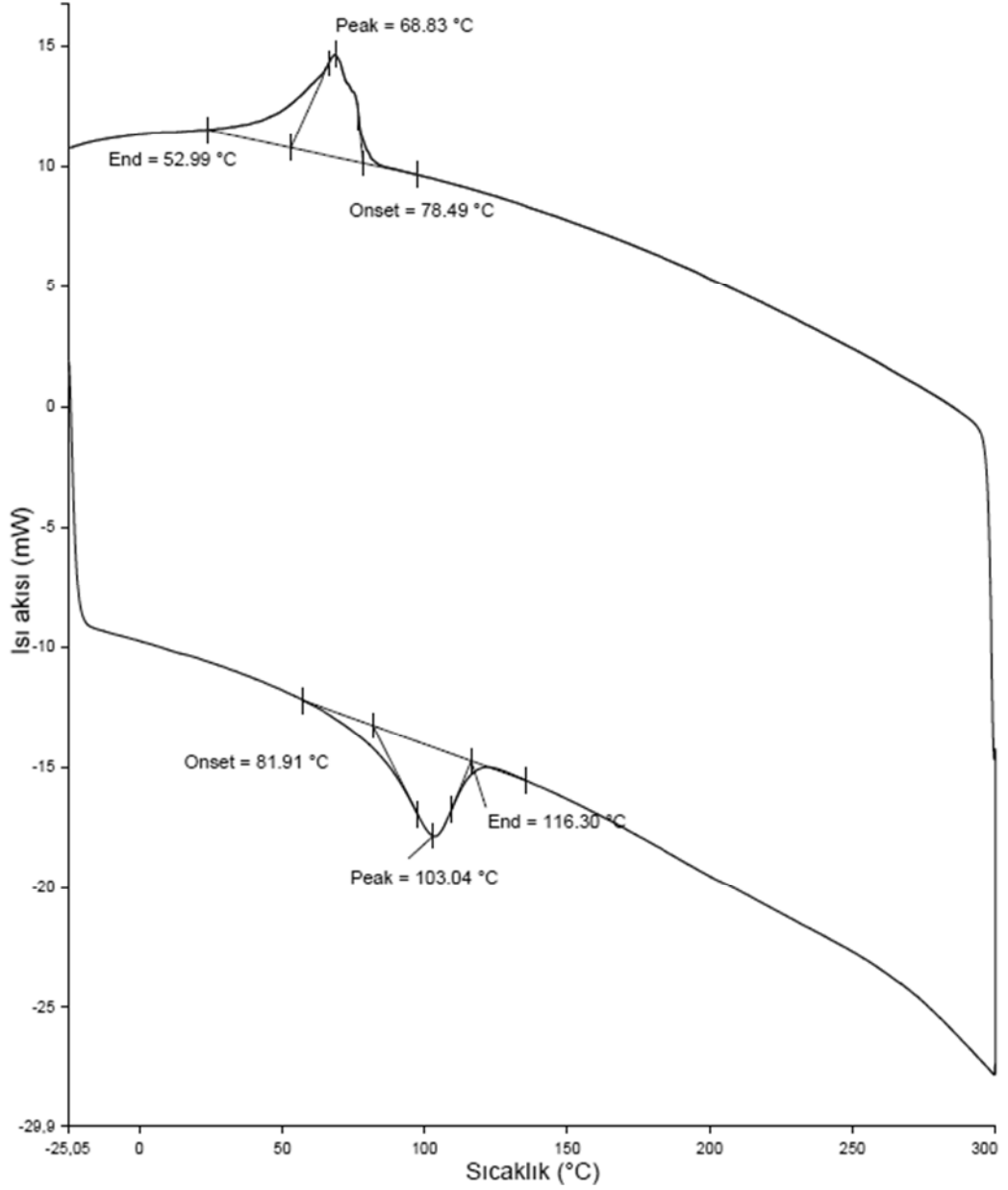
11 nolu $\text{Cu}_{84.13}\text{Al}_{12.21}\text{Mn}_{3.66}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.39’da sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (210), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) ve β_1 fazına ait (220) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4756\text{\AA}$, $b=5.2856\text{\AA}$, $c=4.2503\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.39: 11 nolu $\text{Cu}_{84.13}\text{Al}_{12.21}\text{Mn}_{3.66}$ deney numunesinin XRD deseni.

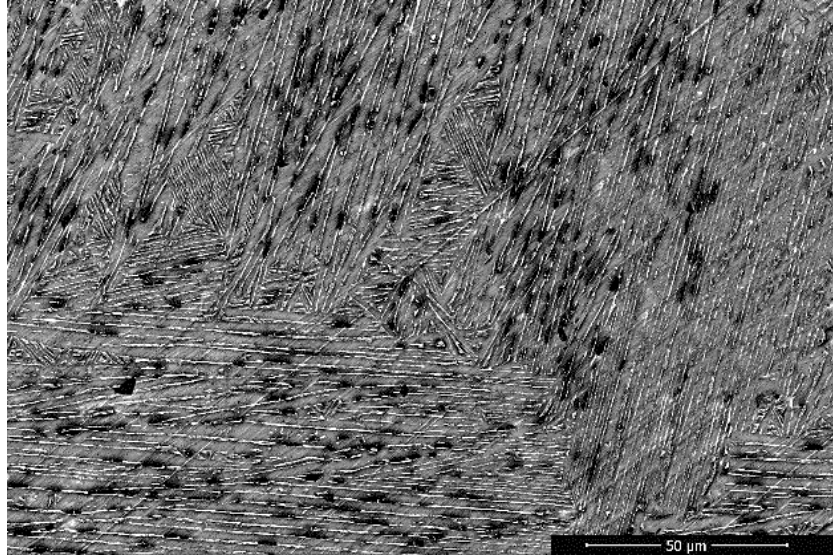
4.4.12 12 nolu $\text{Cu}_{84.31}\text{Al}_{12.39}\text{Mn}_{3.3}$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{84.31}\text{Al}_{12.39}\text{Mn}_{3.3}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=78.49^{\circ}\text{C}$, $M_f=52.99^{\circ}\text{C}$, $A_s=81.91^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=116.3^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{84.31}\text{Al}_{12.39}\text{Mn}_{3.3}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.40'da sunulmuştur.



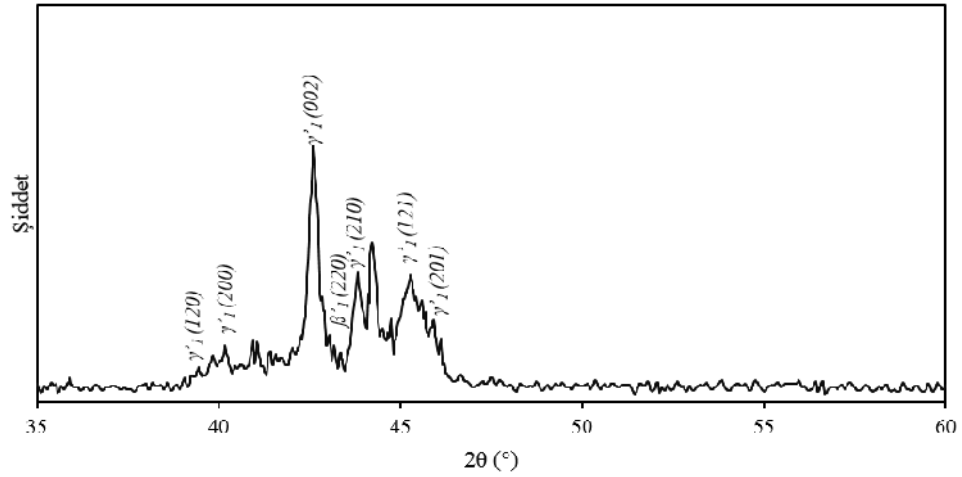
Şekil 4.40: 12 nolu $\text{Cu}_{84.31}\text{Al}_{12.39}\text{Mn}_{3.3}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

$\text{Cu}_{84.31}\text{Al}_{12.39}\text{Mn}_{3.3}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.41'de sunulmuştur. SEM görüntüsünde çok ince plakalar şeklinde görülen birbiri ile uyumlu zig-zag tipi martenzit plakaların yanı sıra çok yoğun bir şekilde çökelti görülmemektedir.



Şekil 4.41: 12 nolu $\text{Cu}_{84.31}\text{Al}_{12.39}\text{Mn}_{3.3}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

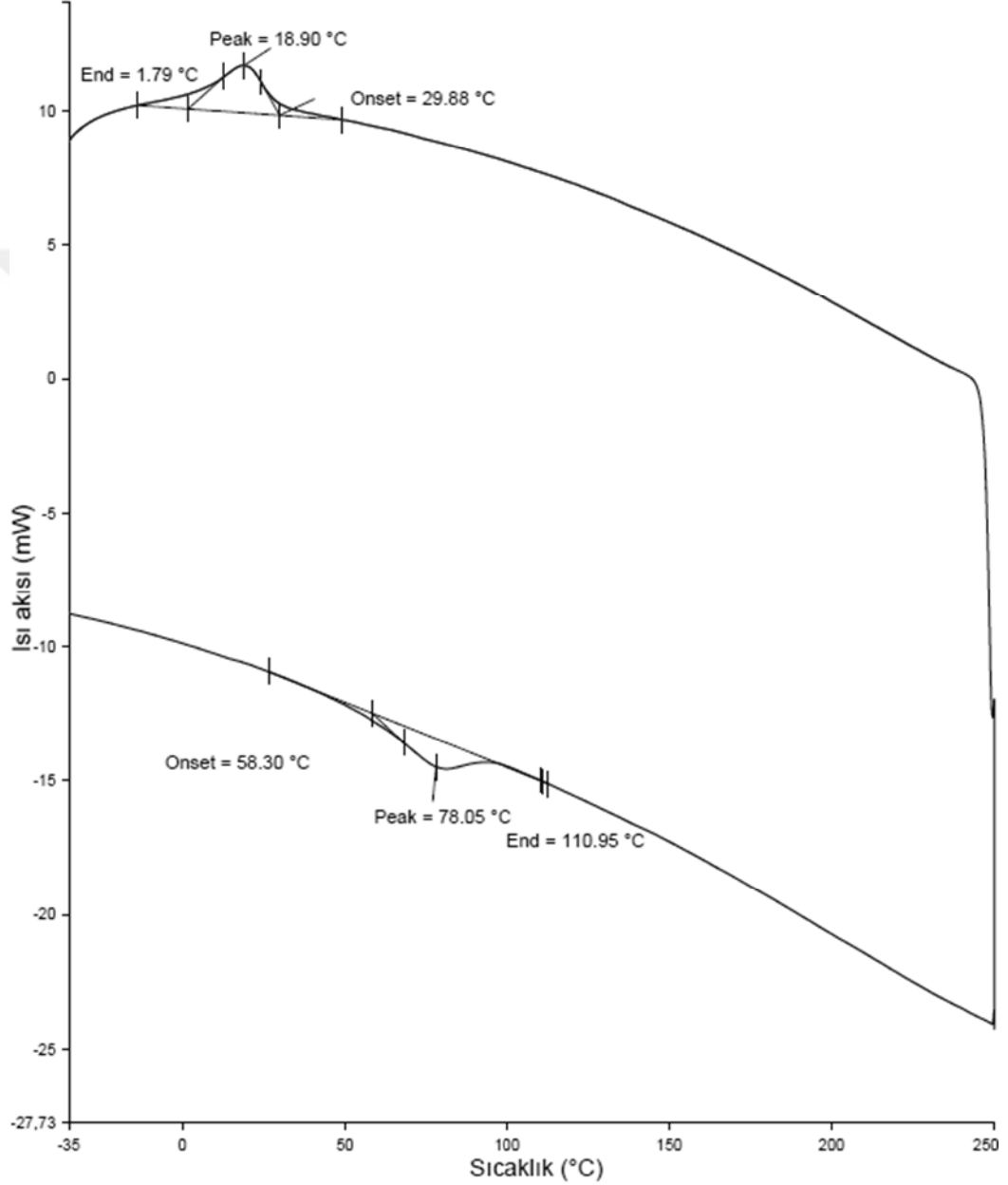
12 nolu $\text{Cu}_{84.31}\text{Al}_{12.39}\text{Mn}_{3.3}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.42’de sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (210), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda β_1 fazına ait (220) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4788\text{\AA}$, $b=5.2701\text{\AA}$, $c=4.2375\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.42: 12 nolu $\text{Cu}_{84.31}\text{Al}_{12.39}\text{Mn}_{3.3}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.13 13 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesi analizleri

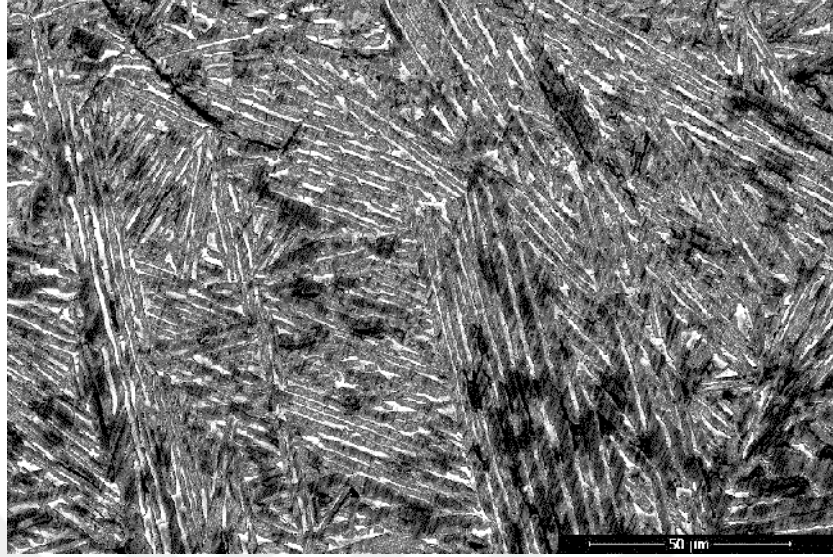
$\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=29.88^{\circ}\text{C}$, $M_f=1.79^{\circ}\text{C}$, $A_s=58.30^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=110.95^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.43'te sunulmuştur.



Şekil 4.43: 13 nolu $\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

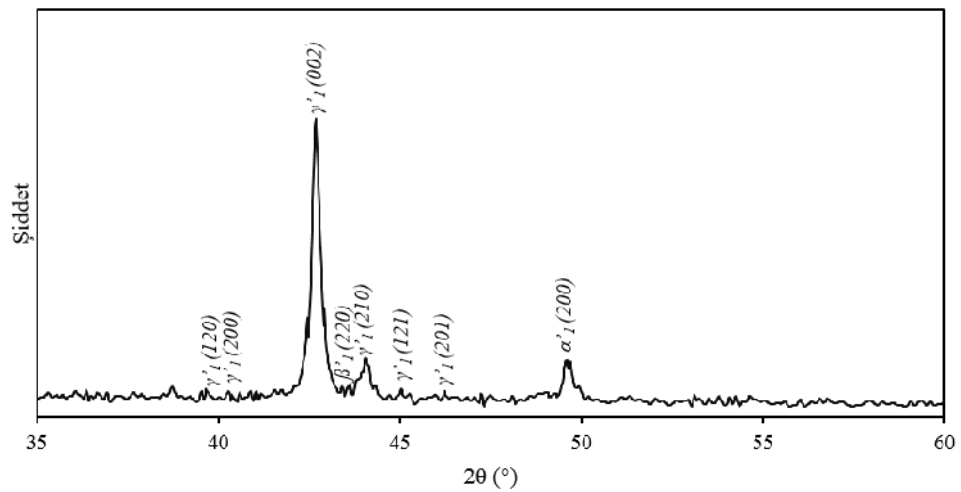
$\text{Cu}_{85.05}\text{Al}_{11.74}\text{Mn}_{3.21}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.44'te verilmiştir. Yüzey görüntüsü üzerinde birbiri ile uyumlu zig-zag tipi martenzit plakalar ile

birbirine paralel martenzit plakaların oldukça karışık bir şekilde iç içe bulundukları görülmüştür.



Şekil 4.44: 13 nolu Cu_{85.05}Al_{11.74}Mn_{3.21} deney numunesinin SEM görüntüsü.

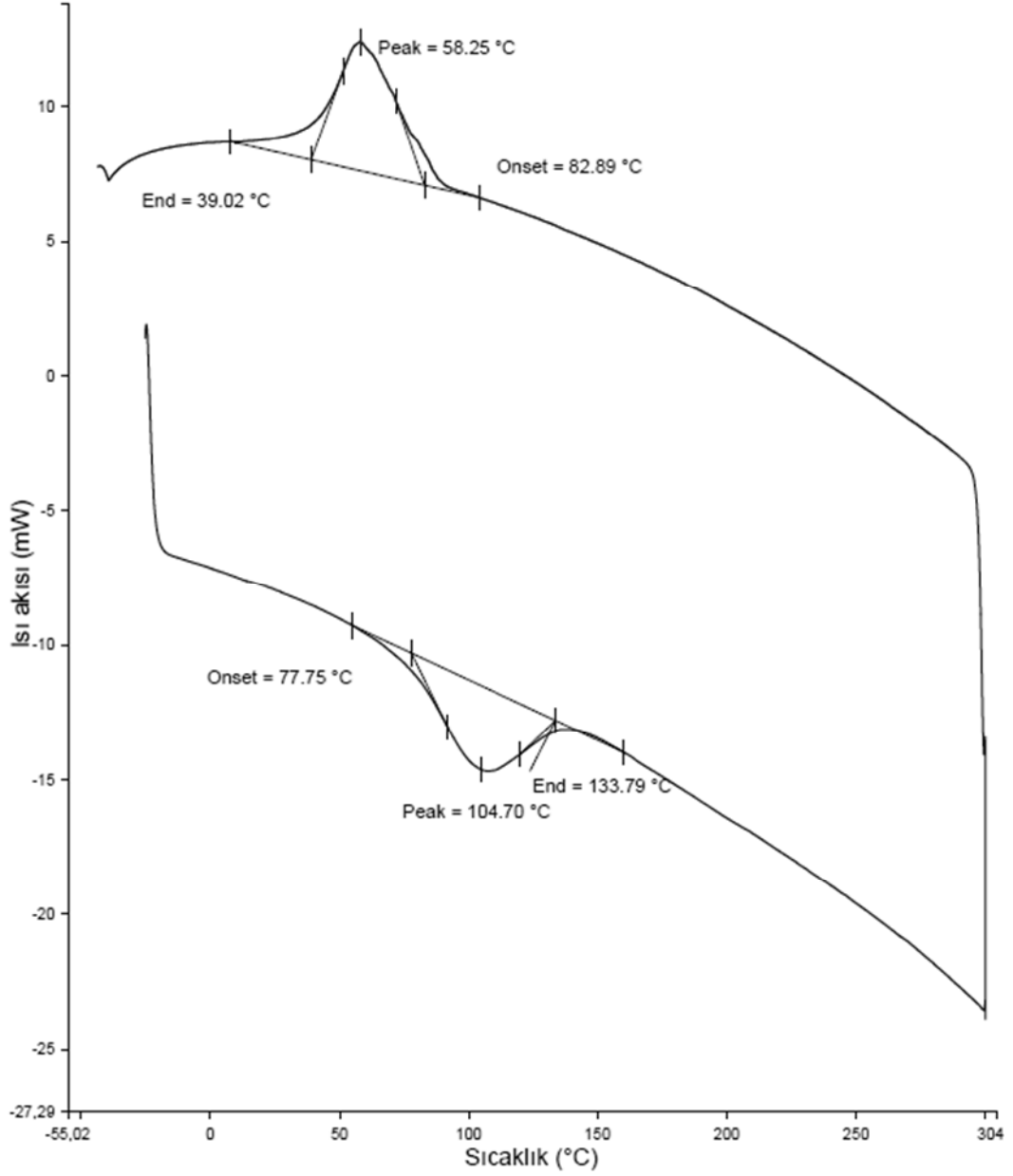
13 nolu Cu_{85.05}Al_{11.74}Mn_{3.21} deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.45’de sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (210), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (200) ve β_1 fazına ait (220) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4534\text{\AA}$, $b=5.3269\text{\AA}$, $c=4.2290\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.45: 13 nolu Cu_{85.05}Al_{11.74}Mn_{3.21} deney numunesinin XRD deseni.

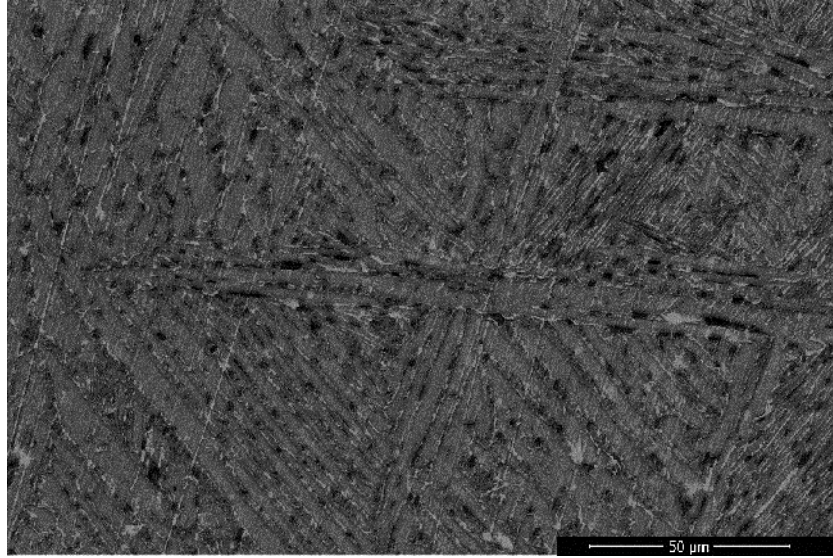
4.4.14 14 nolu $\text{Cu}_{85.77}\text{Al}_{12.85}\text{Mn}_{1.38}$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{85.77}\text{Al}_{12.85}\text{Mn}_{1.38}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutularak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=82.89^{\circ}\text{C}$, $M_f=39.02^{\circ}\text{C}$, $A_s=77.75^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=133.79^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{85.77}\text{Al}_{12.85}\text{Mn}_{1.38}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.46'da sunulmuştur.



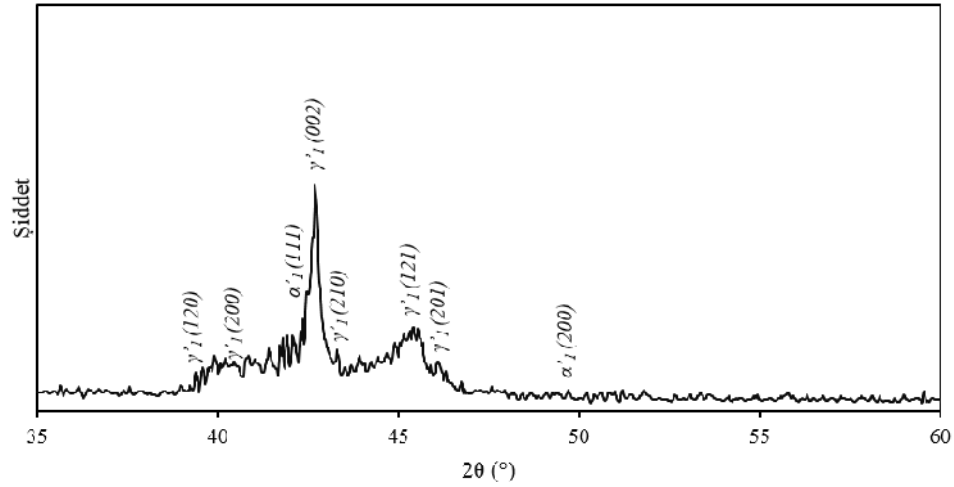
Şekil 4.46: 14 nolu $\text{Cu}_{85.77}\text{Al}_{12.85}\text{Mn}_{1.38}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

$\text{Cu}_{85.77}\text{Al}_{12.85}\text{Mn}_{1.38}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.47'de verilmiştir. Yüzey görüntülerinde yoğun biçimde çökelti ve ince şekilde birbirine paralel martenzit plakalar görülmektedir.



Şekil 4.47: 14 nolu $\text{Cu}_{85.77}\text{Al}_{12.85}\text{Mn}_{1.38}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

14 nolu $\text{Cu}_{85.77}\text{Al}_{12.85}\text{Mn}_{1.38}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.48 ve Şekil 4.47’de sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (210), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) ve (200)düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4534\text{\AA}$, $b=5.3269\text{\AA}$, $c=4.2290\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.

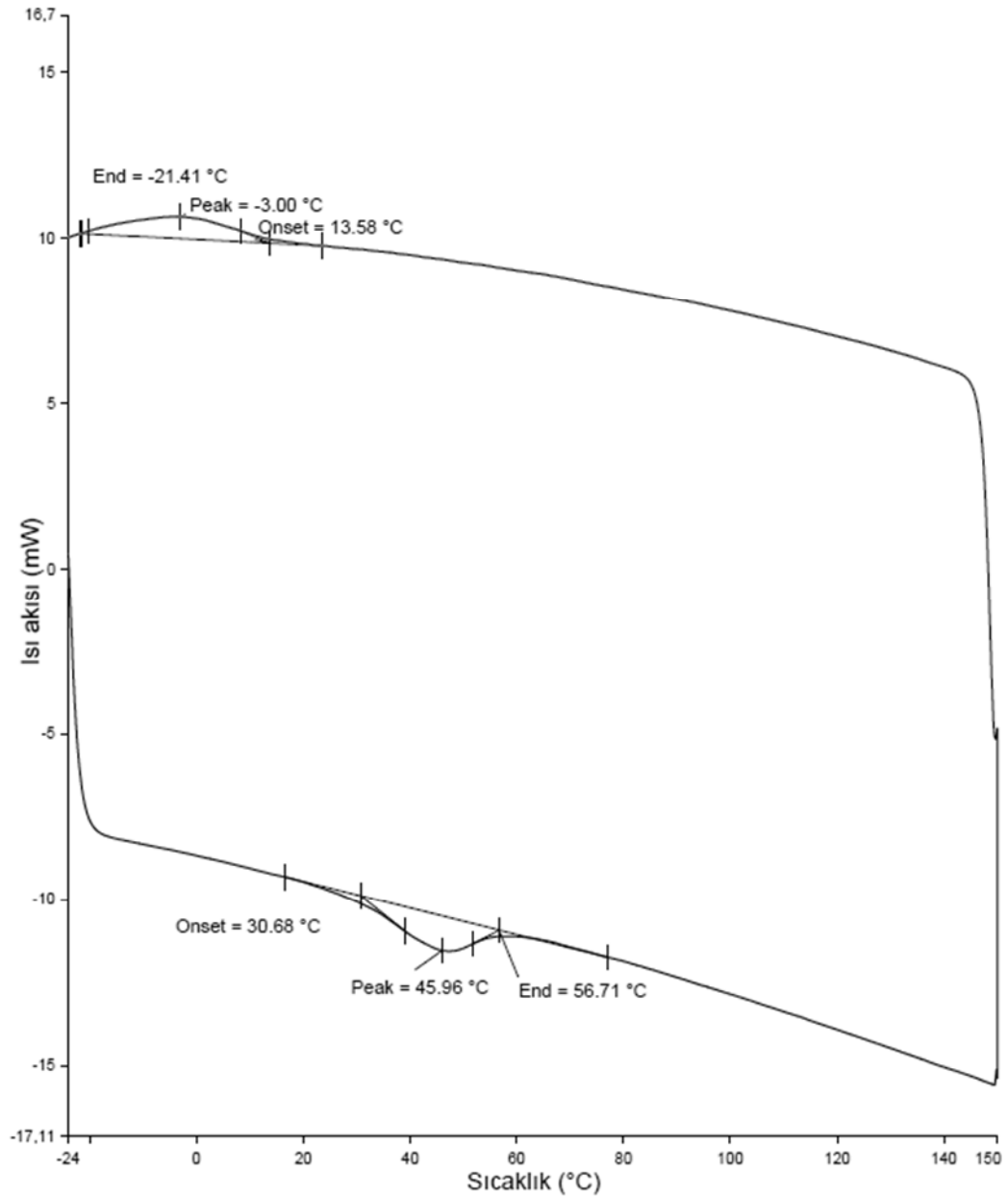


Şekil 4.48: 14 nolu $\text{Cu}_{85.77}\text{Al}_{12.85}\text{Mn}_{1.38}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.4.15 15 nolu $\text{Cu}_{82.55}\text{Al}_{13.16}\text{Mn}_{4.29}$ deney numunesi analizleri

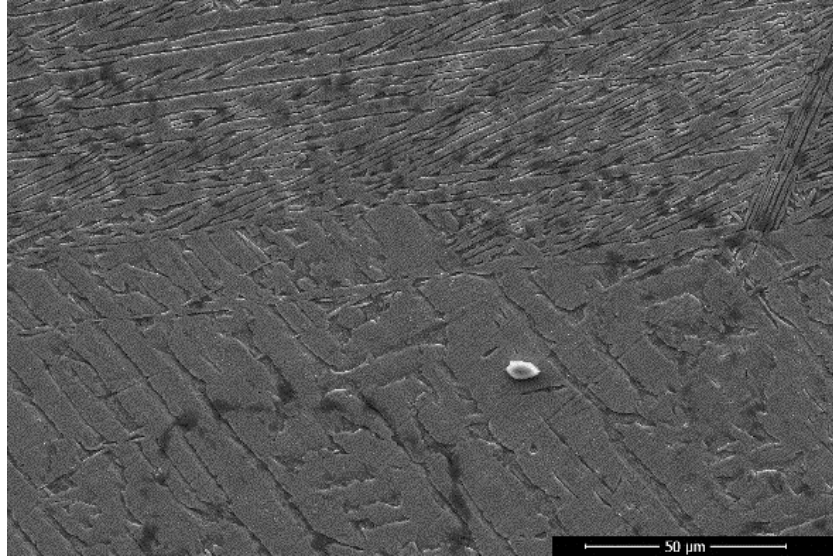
$\text{Cu}_{82.55}\text{Al}_{13.16}\text{Mn}_{4.29}$ numunesi -25°C ’den 150°C ’ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C ’ye soğutularak $25^\circ\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC

eğrisinde $M_s=13.58^{\circ}\text{C}$, $M_f=-21.41^{\circ}\text{C}$, $A_s=30.68^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=56.71^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{82.55}\text{Al}_{13.16}\text{Mn}_{4.29}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.49’da sunulmuştur.



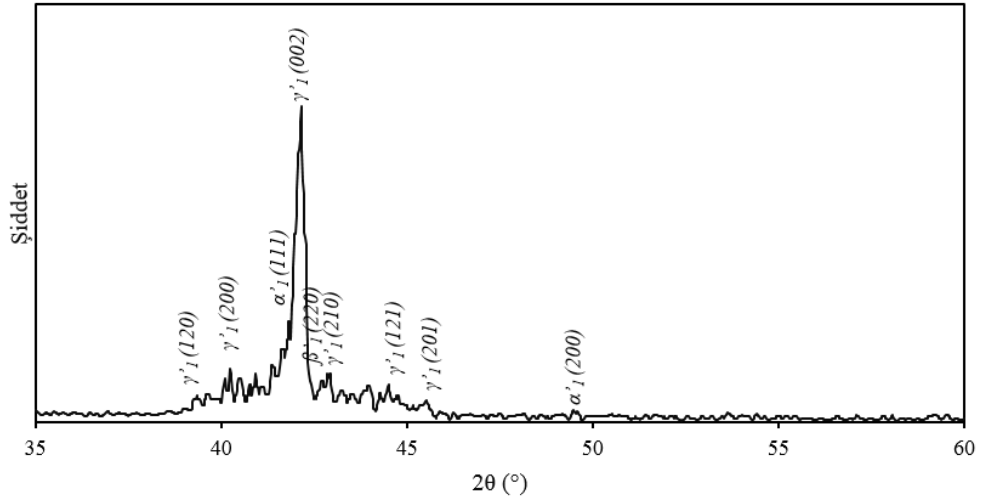
Şekil 4.49: 15 nolu $\text{Cu}_{82.55}\text{Al}_{13.16}\text{Mn}_{4.29}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

$\text{Cu}_{82.55}\text{Al}_{13.16}\text{Mn}_{4.29}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.50’de sunulmuştur. Malzemenin yüzey görüntüsünde genellikle α fazı yani ana faz olan östenit yapı ile iç içe olan martenzit plakalar gözlemlenmiştir. Genel olarak birbiri ile uyumlu zig-zag tipi ve birbirine paralel martenzit plakaların yüzeyde yer aldığı saptanmıştır.



Şekil 4.50: 15 nolu $\text{Cu}_{82.55}\text{Al}_{13.16}\text{Mn}_{4.29}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

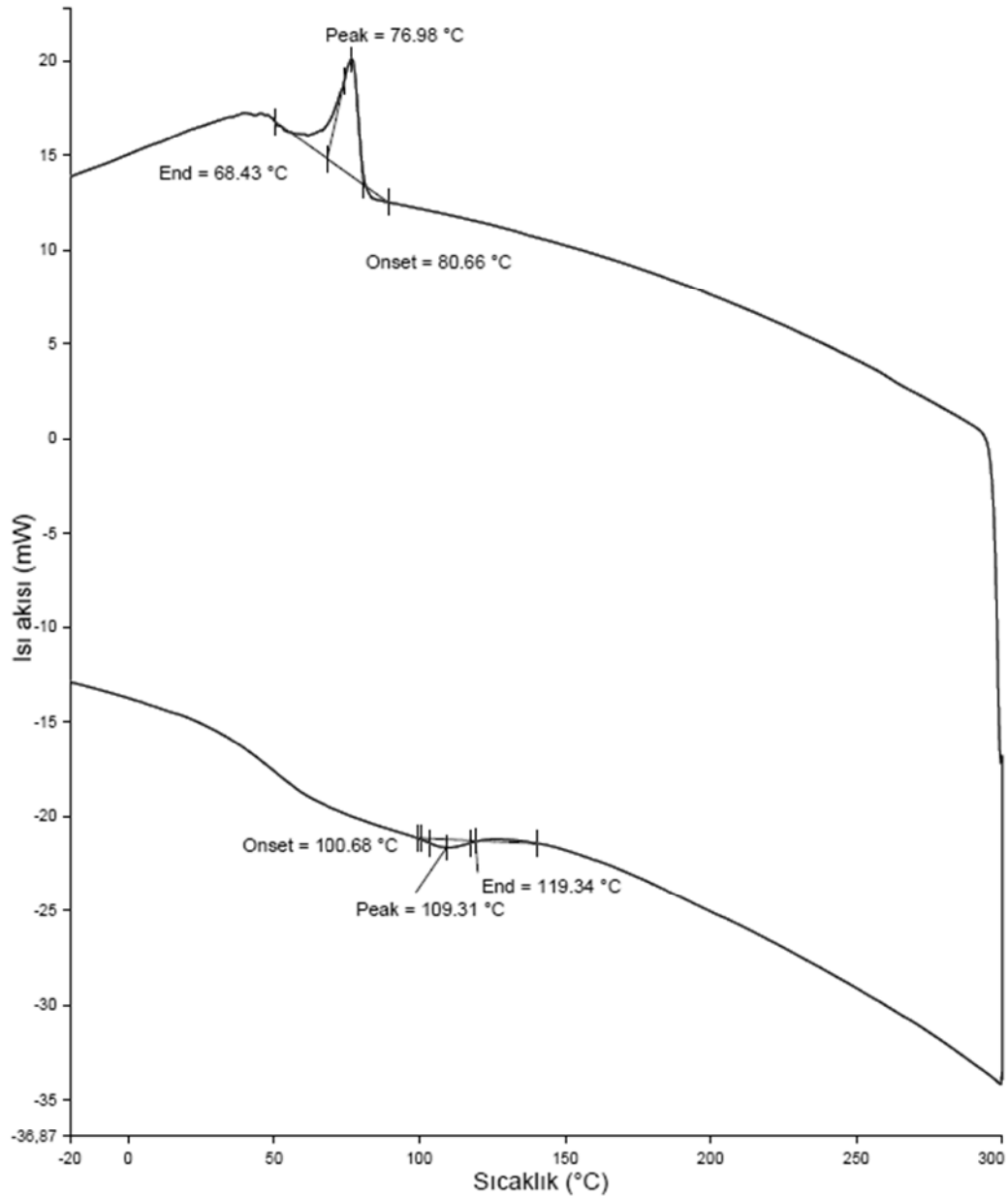
15 nolu $\text{Cu}_{82.55}\text{Al}_{13.16}\text{Mn}_{4.29}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.51’de sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (210), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) ile (200) ve β_1 fazına (220) ait düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.5126\text{\AA}$, $b=5.4110\text{\AA}$, $c=4.2759\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.51: 15 nolu $\text{Cu}_{82.55}\text{Al}_{13.16}\text{Mn}_{4.29}$ deney numunesinin XRD deseni.

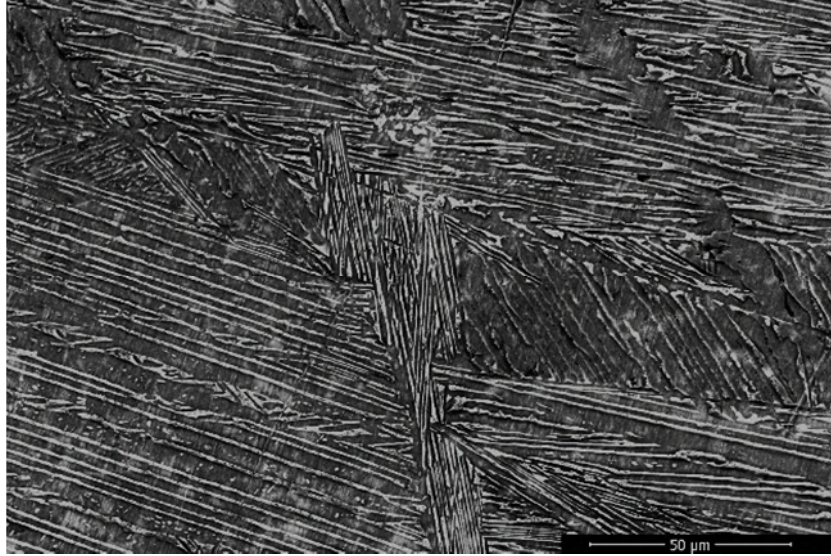
4.4.16 16 nolu $\text{Cu}_{85.54}\text{Al}_{13.18}\text{Mn}_{1.28}$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{85.54}\text{Al}_{13.18}\text{Mn}_{1.28}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=68.43^{\circ}\text{C}$, $M_f=80.66^{\circ}\text{C}$, $A_s=100.68^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=119.34^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{85.54}\text{Al}_{13.18}\text{Mn}_{1.28}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.52'de sunulmuştur.



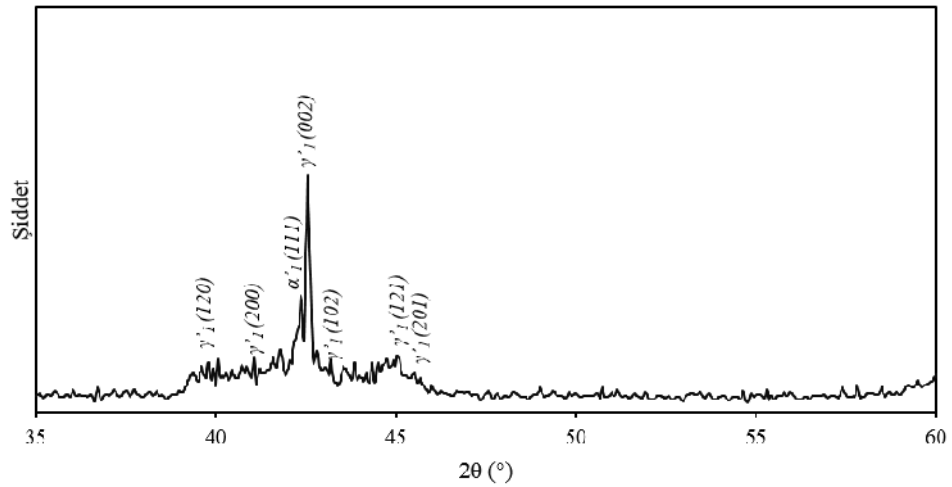
Şekil 4.52: 16 nolu $\text{Cu}_{85.54}\text{Al}_{13.18}\text{Mn}_{1.28}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

$\text{Cu}_{85.54}\text{Al}_{13.18}\text{Mn}_{1.28}$ numunenin SEM görüntüsü Şekil 4.53'te gösterilmiştir. Yüzey yapısında birbirine paralel plakalar ve birbiri ile uyumlu zig-zag tipi martenzit plakaların yer aldığı fakat farklı yönelimlere sahip olduğu görülmüştür.



Şekil 4.53: 16 nolu $\text{Cu}_{85.54}\text{Al}_{13.18}\text{Mn}_{1.28}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

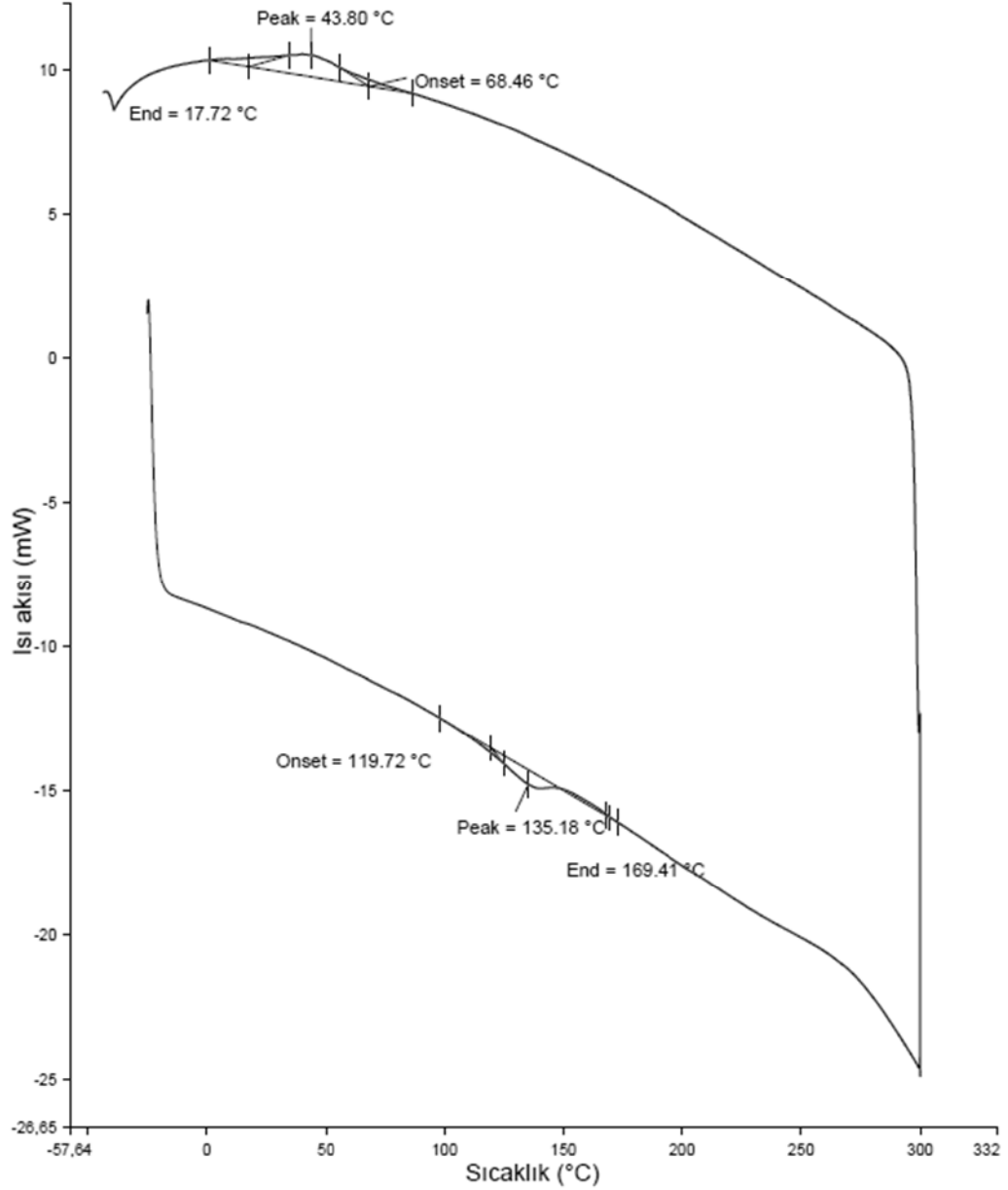
16 nolu $\text{Cu}_{85.54}\text{Al}_{13.18}\text{Mn}_{1.28}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.54'te sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (102), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4476\text{\AA}$, $b=5.2283\text{\AA}$, $c=4.4561\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.54: 16 nolu $\text{Cu}_{85.54}\text{Al}_{13.18}\text{Mn}_{1.28}$ deney numunesinin XRD deseni.

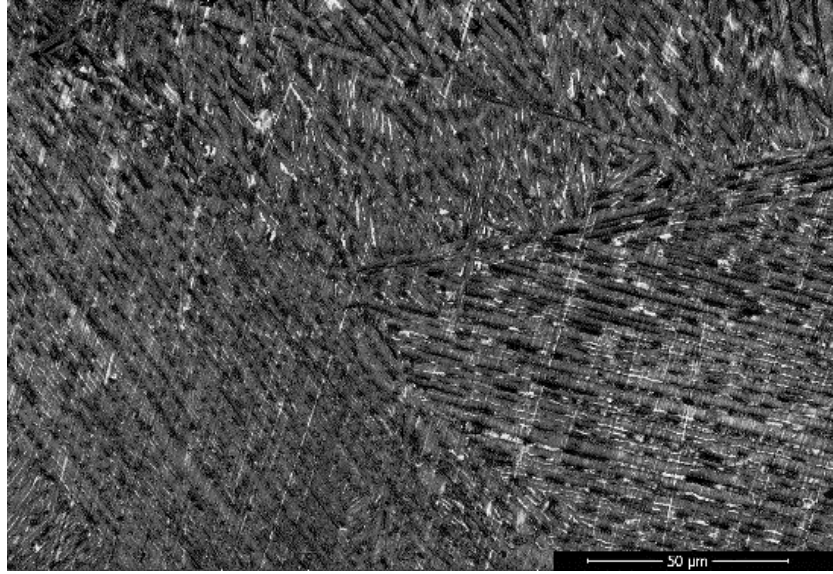
4.4.17 17 nolu $\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=68.46^{\circ}\text{C}$, $M_f=17.72^{\circ}\text{C}$, $A_s=119.72^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=169.41^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.55'te sunulmuştur.



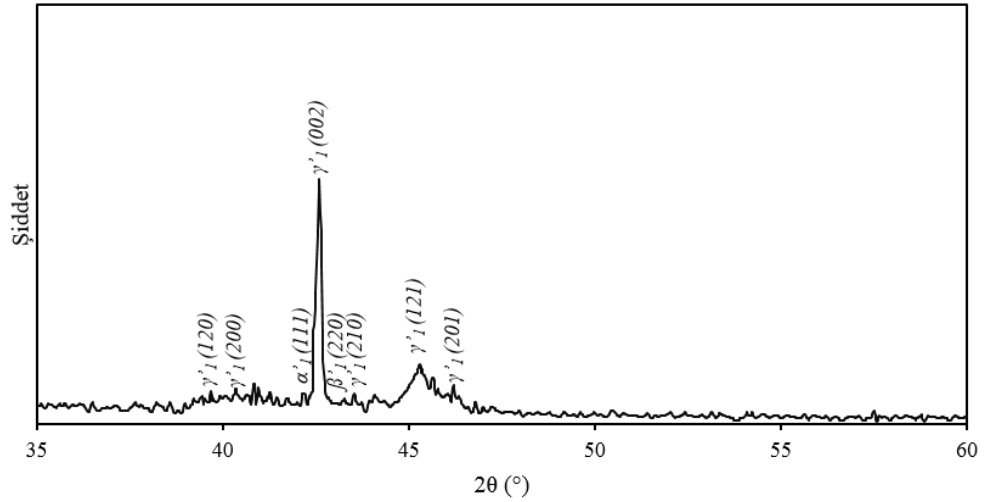
Şekil 4.55: 17 nolu $\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

$\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.56'da verilmiştir. Malzeme yüzeyi üzerinde farklı yönelimlere sahip birine paralel martenzit plakalarının iç kısımlarında yer yer çökelti gözlemlenmiştir.



Şekil 4.56: 17 nolu $\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

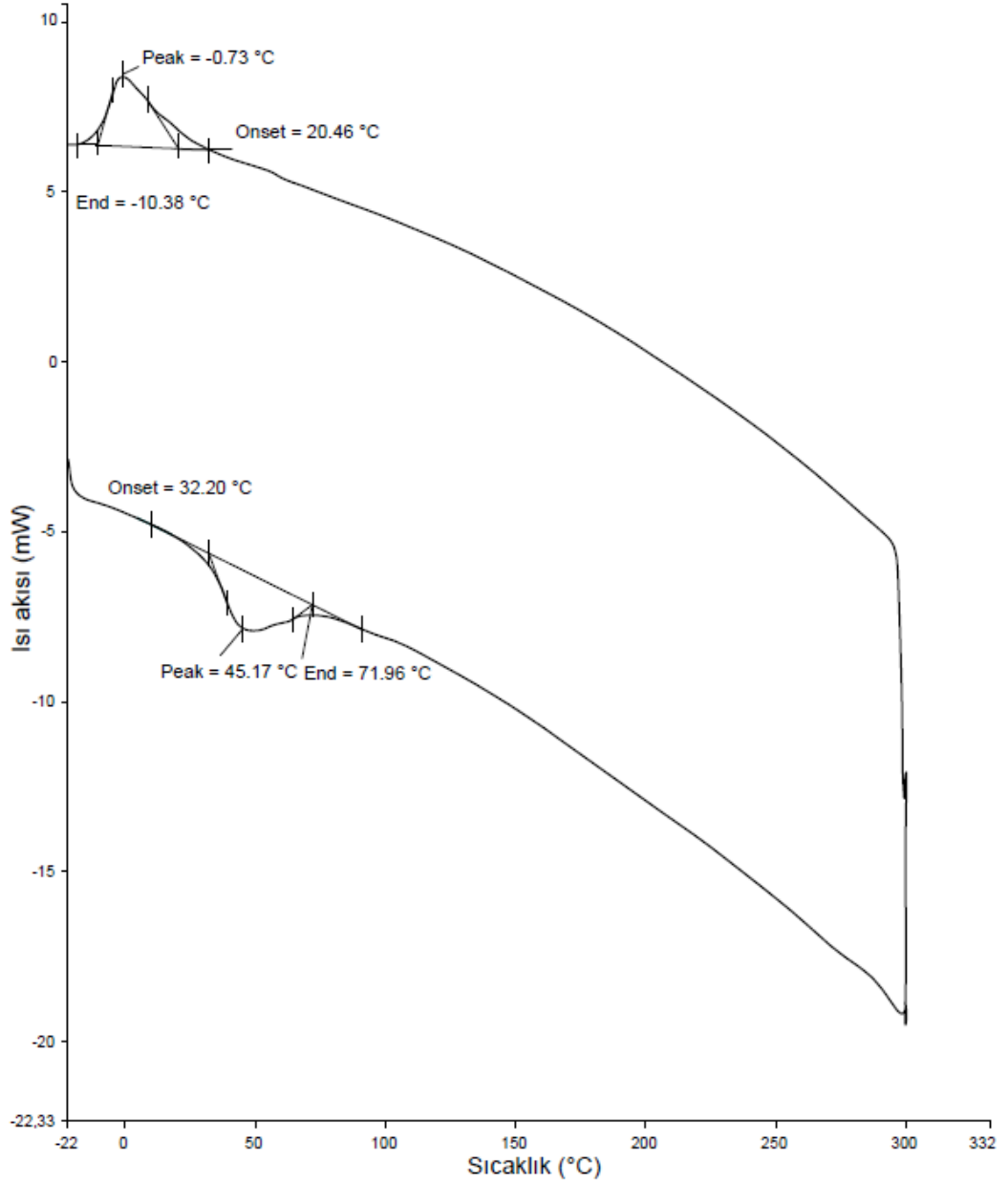
17 nolu $\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.57’de sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (210), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) β_1 fazına ait (220) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4719\text{\AA}$, $b=5.2850\text{\AA}$, $c=4.2365\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.57: 17 nolu $\text{Cu}_{84.55}\text{Al}_{13.59}\text{Mn}_{1.86}$ deney numunesinin XRD görüntüsü.

4.4.18 18 nolu $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ numunesi -25°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -25°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=20.46^{\circ}\text{C}$, $M_f=-10.38^{\circ}\text{C}$, $A_s=32.2^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=71.96^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.58'de sunulmuştur.



Şekil 4.58: 18 nolu $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

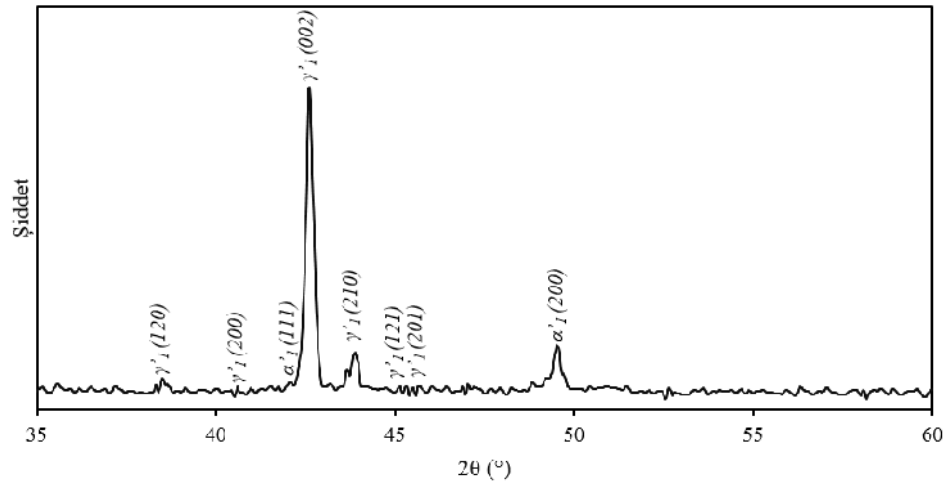
$\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.59'da sunulmuştur. Numunenin yüzeyinde üç tane bölgesinin birleşim bölümü görülmektedir. Tane

yüzeyleri içerisinde martenzit plakaların yer yer görüldüğü fakat genel olarak östenit fazın hakim olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.59: 18 nolu $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

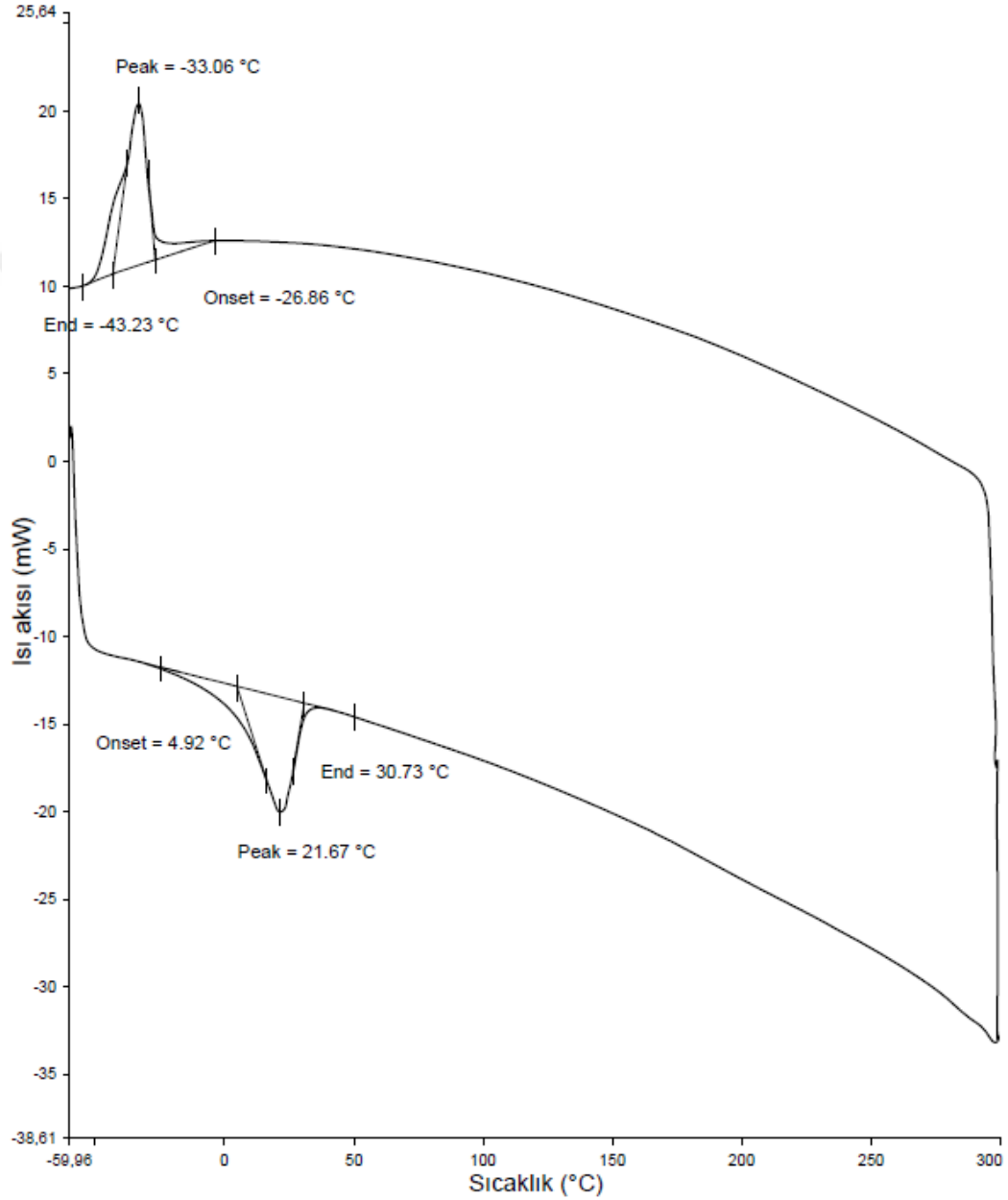
18 nolu $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.60'ta sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (210), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) ve (200) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4657\text{\AA}$, $b=5.3001\text{\AA}$, $c=4.2431\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.60: 18 nolu $\text{Cu}_{83.64}\text{Al}_{13.69}\text{Mn}_{2.67}$ deney numunesinin XRD deseni.

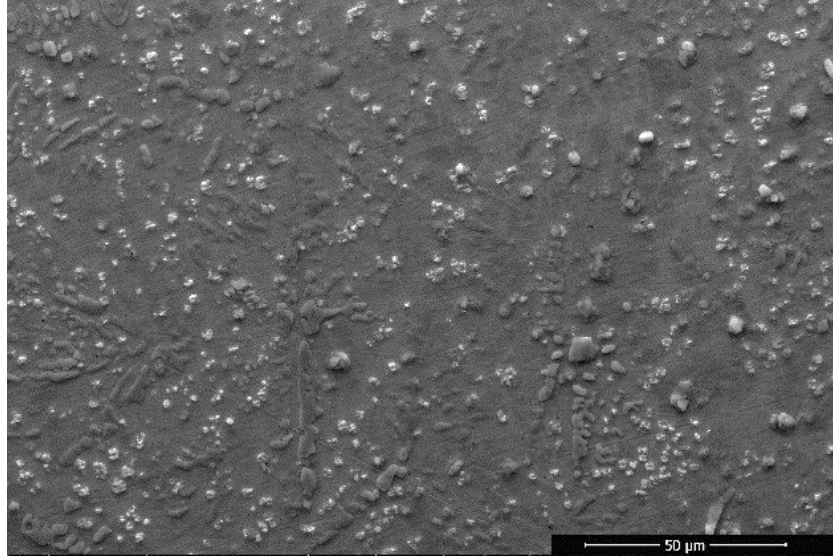
4.4.19 19 nolu $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ numunesi -60°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -60°C 'ye soğutularak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s = -26.86^{\circ}\text{C}$, $M_f = -43.23^{\circ}\text{C}$, $A_s = 4.92^{\circ}\text{C}$ ve $A_f = 30.73^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.61'de sunulmuştur.



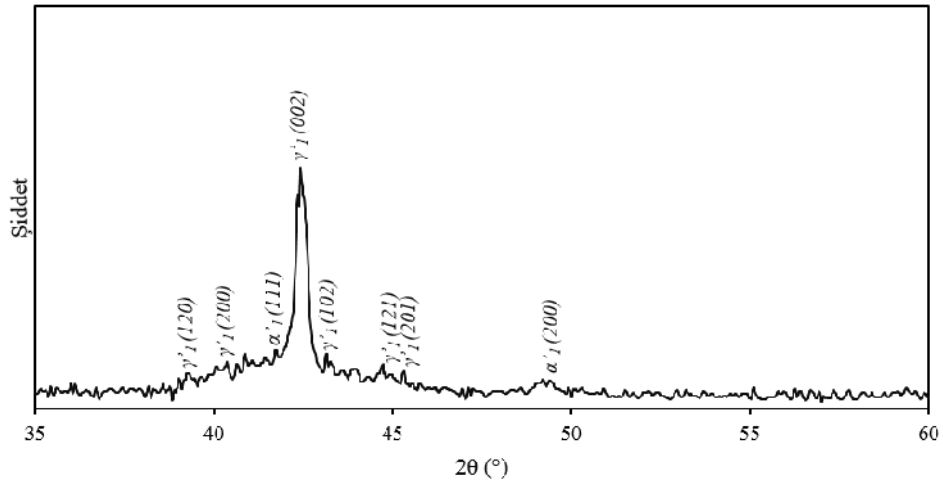
Şekil 4.61: 19 nolu $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

$\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.62'de verilmiştir. Deney numunesinin yüzeyinin östenit fazda ve çökeltilerle kaplanmış olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.62: 19 nolu $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

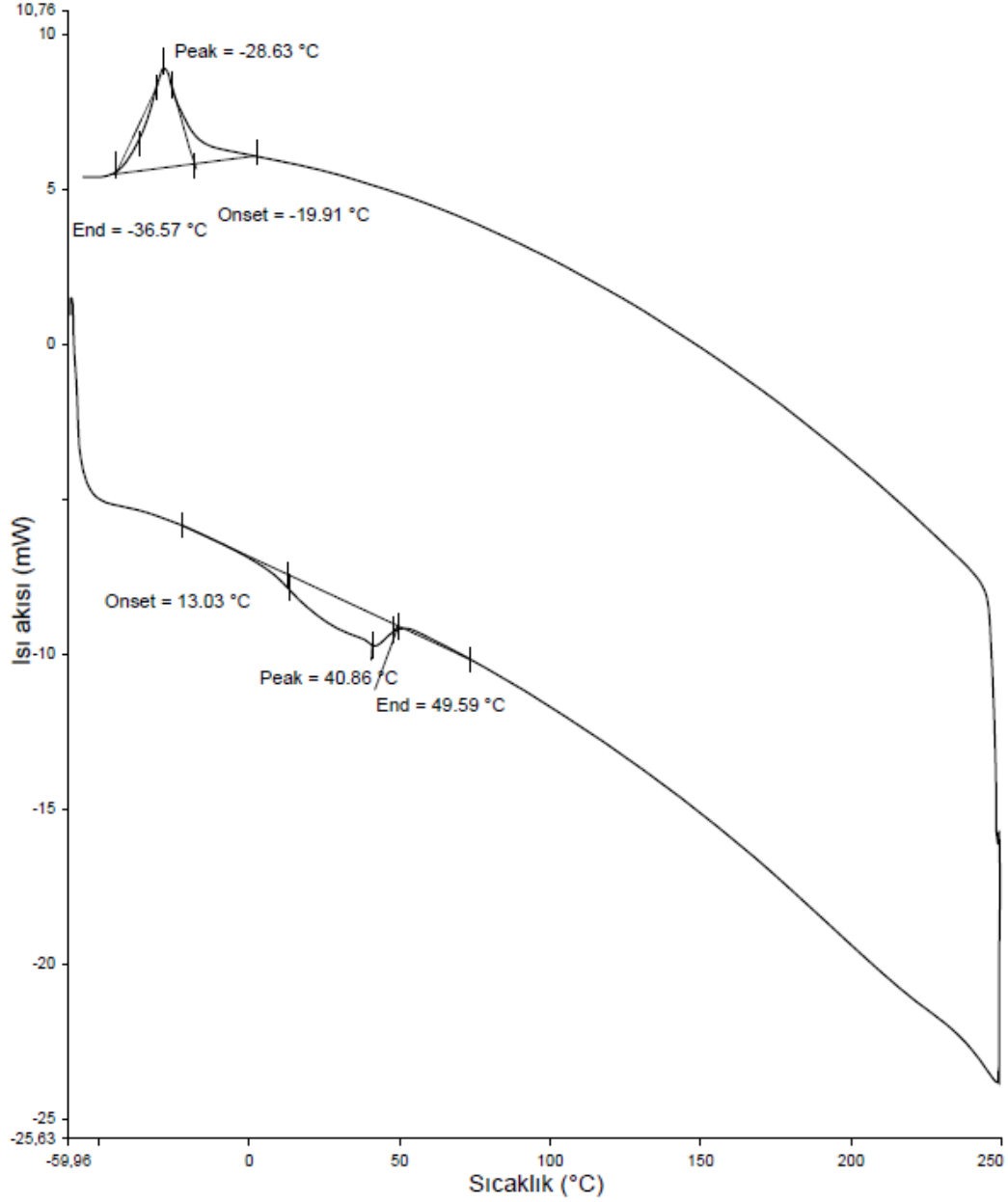
19 nolu $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.63'te sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (102), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) ve (200) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4978\text{\AA}$, $b=5.2644\text{\AA}$, $c=4.4558\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.63: 19 nolu $\text{Cu}_{81.21}\text{Al}_{13.81}\text{Mn}_{4.98}$ deney numunesinin XRD deseni.

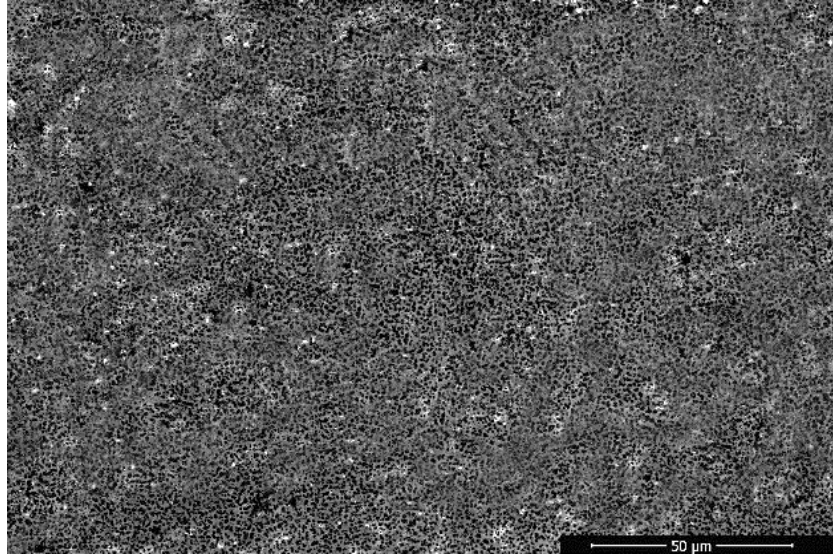
4.4.20 20 nolu $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ numunesi -60°C 'den 250°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -60°C 'ye soğutularak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s = -19.91^{\circ}\text{C}$, $M_f = -36.57^{\circ}\text{C}$, $A_s = 13.03^{\circ}\text{C}$ ve $A_f = 49.59^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.64'te sunulmuştur.



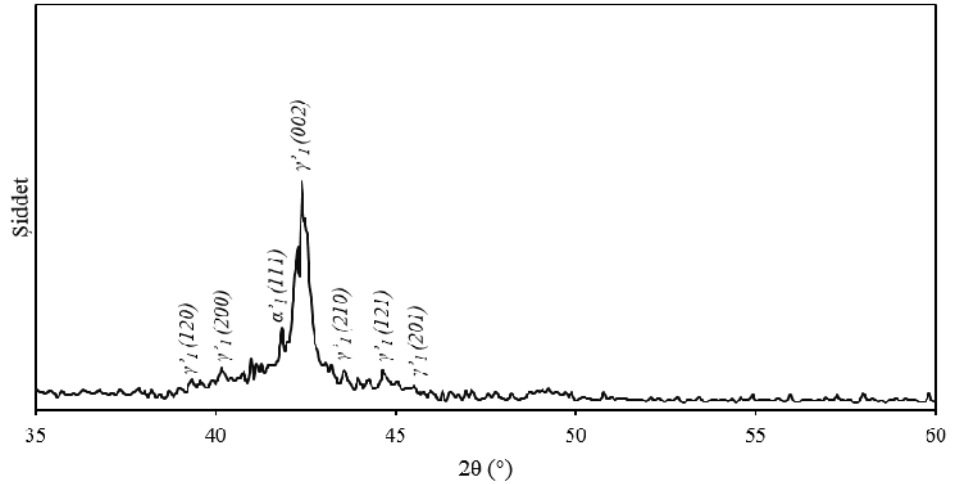
Şekil 4.64: 20 nolu $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

$\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.65'te verilmiştir. Malzeme yüzeyinin tamamen östenit yapıda olduğu ve çökeltilerin bulunduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.65: 20 nolu $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

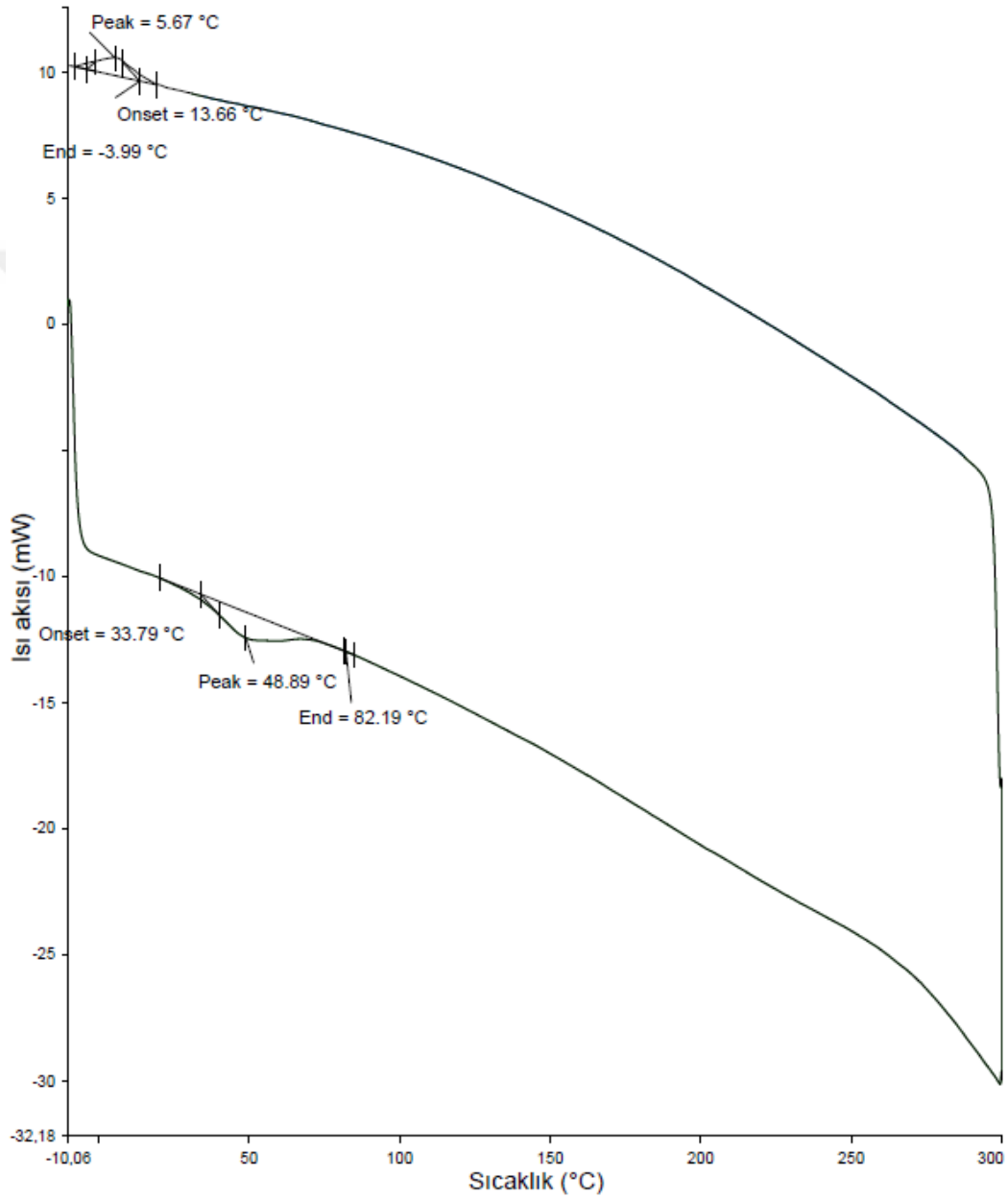
20 nolu $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.66’da sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (210), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4966\text{\AA}$, $b=5.3736\text{\AA}$, $c=4.2617\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



Şekil 4.66: 20 nolu $\text{Cu}_{82.31}\text{Al}_{14.49}\text{Mn}_{3.2}$ deney numunesinin XRD deseni.

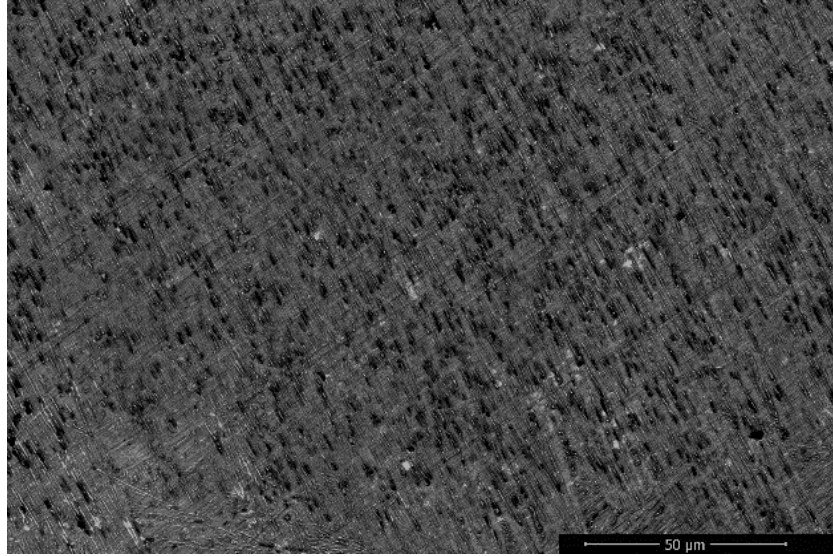
4.4.21 21 nolu $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesi analizleri

$\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ numunesi -10°C 'den 300°C 'ye ısıtıldıktan sonra tekrar -10°C 'ye soğutulurak $25^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızında analizi tamamlanmıştır. Analiz sonrası elde edilen DSC eğrisinde $M_s=13.66^{\circ}\text{C}$, $M_f=-3.99^{\circ}\text{C}$, $A_s=33.79^{\circ}\text{C}$ ve $A_f=82.19^{\circ}\text{C}$ sonuçları alınmıştır. $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ numunesine ait DSC eğrisi Şekil 4.67'de sunulmuştur.



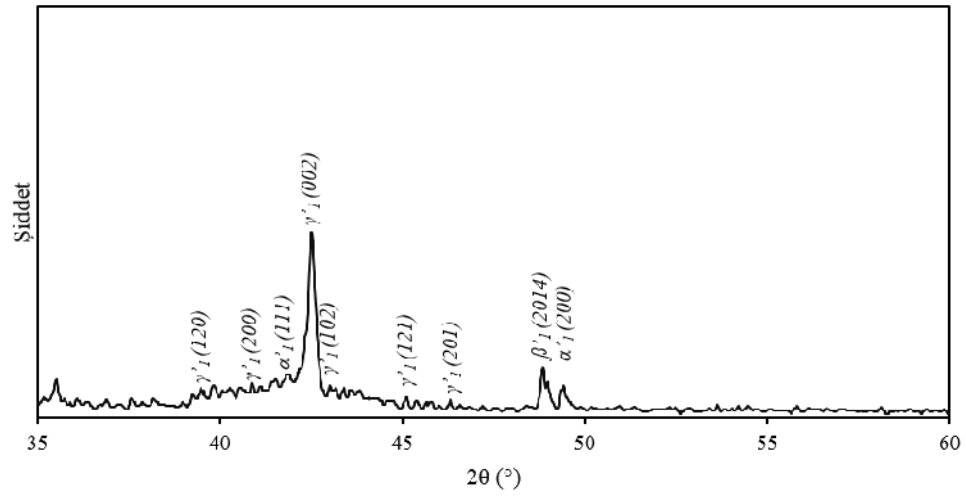
Şekil 4.67: 21 nolu $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesinin DSC eğrisi.

$\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesinin SEM görüntüsü Şekil 4.68'de sunulmuştur. Deney numunesinin yüzeyinin östenit yapıda olduğu ve yoğun biçimde çökeltilerin olduğu saptanmıştır.



Şekil 4.68: 21 nolu $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesinin SEM görüntüsü.

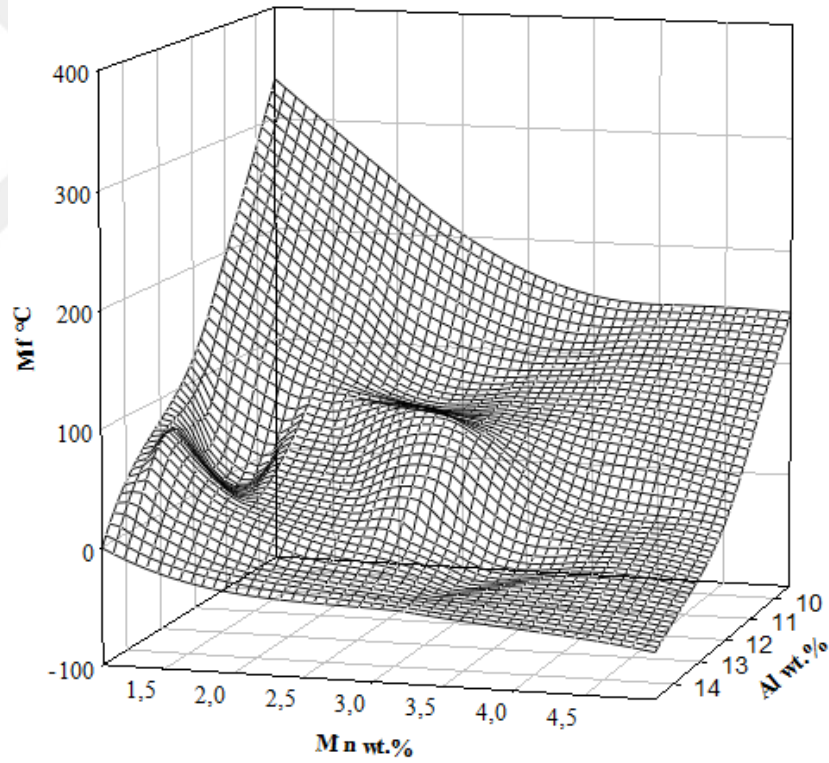
21 nolu $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesinin XRD deseni Şekil 4.69’da sunulmuştur. Elde edilen desende γ_1 fazını temsil eden (120), (200), (002), (102), (121) ve (201) düzlemleri tespit edilmiştir. Aynı zamanda α fazına ait (111) ve (200) ile β_1 fazına ait (2014) düzlem yansımalarına da rastlanmıştır. Gözlemlenen düzlemler kullanılarak yapılan hesaplamalarda ortorombik kristal sistemine ait kafes parametreleri $a=4.4192\text{\AA}$, $b=5.2255\text{\AA}$, $c=4.4635\text{\AA}$ şeklinde hesaplanmıştır.



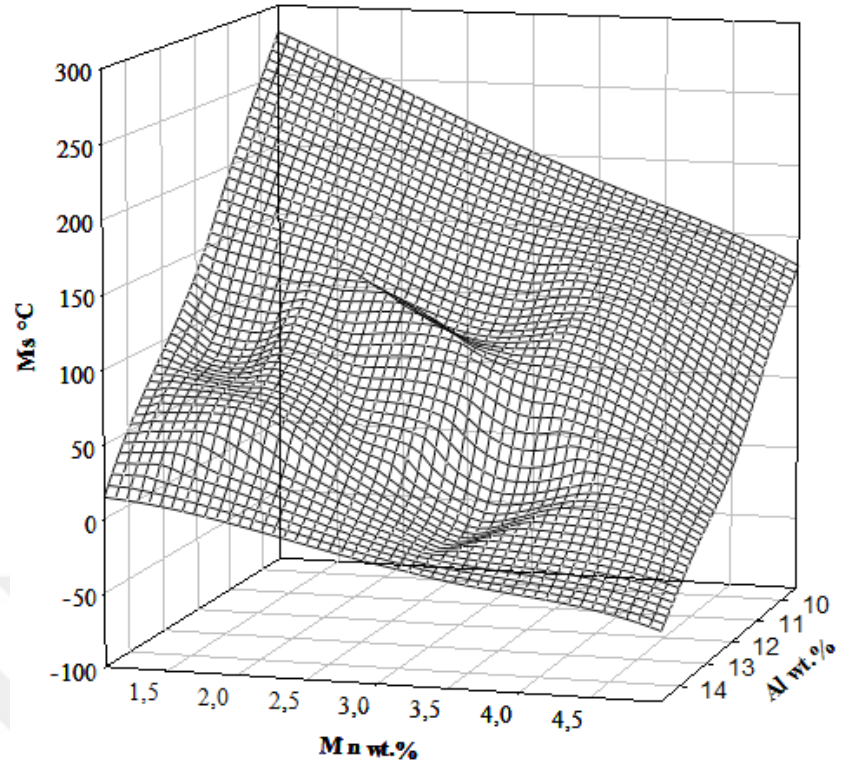
Şekil 4.69: 21 nolu $\text{Cu}_{84.21}\text{Al}_{14.68}\text{Mn}_{1.11}$ deney numunesinin XRD deseni.

4.5 Dönüşüm Sıcaklıklarının Karakterizasyonu

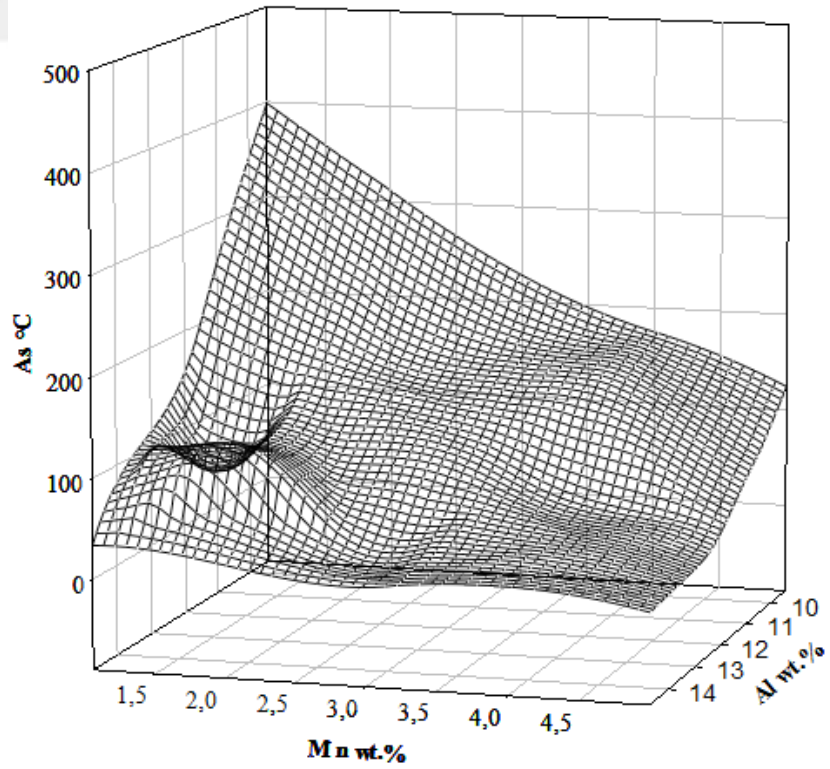
Faz dönüşüm sıcaklıklarının karakterizasyon deneyleri için gerekli olan numunelerin üretimi sonrası malzemelerin çok yönlü analizleri yapılmıştır. Analizler içerisinde DSC analizleri, ŞHA'lar için en önemli karakterizasyon unsurudur. DSC cihazından her bir numune için belirlenen sıcaklık dönüşüm verileri Sigmaplot yazılımı kullanılarak 3 eksenli bir grafik elde edilmiştir. Grafiğin X ve Y eksenleri Mn ile Al elementleri ve Z eksen de dönüşüm sıcaklıklarından olan M_s , M_f , A_s , ve A_f olacak şekilde ayarlanmıştır. Grafikte alaşımda kullanılan elementler ile sıcaklıklar arasındaki ilişki matematiksel olarak da ifade edilmiştir. Aynı zamanda grafik üzerinde elde edilen yüzey, elementlerin sıcaklık üzerinde olan eğilimlerini açıkça göstermektedir. Analizler sonucunda elde edilen grafikler Şekil 4.70 ile Şekil 4.73 arasında gösterilmiştir.



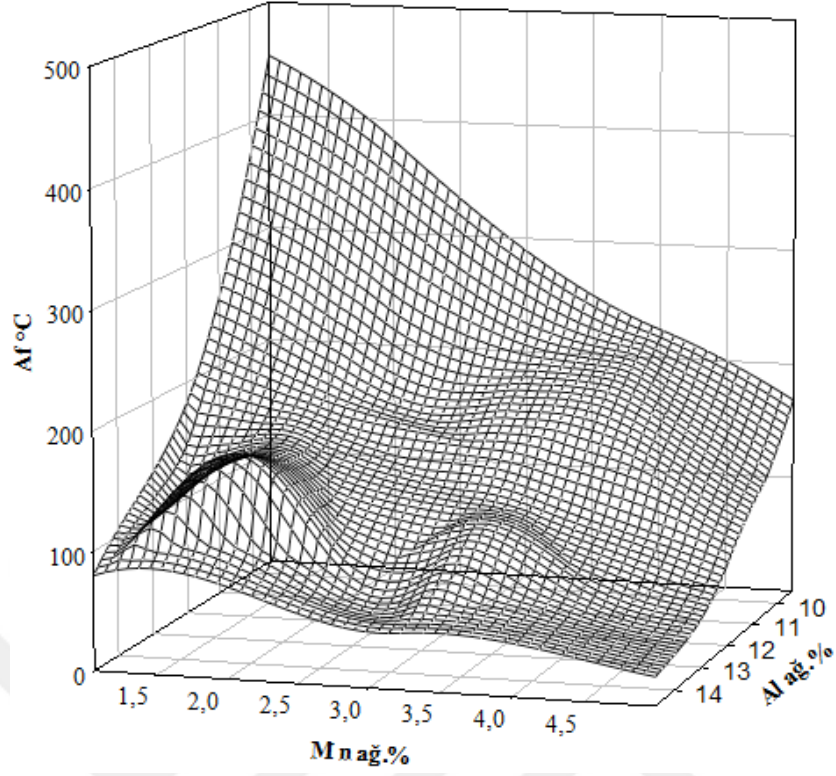
Şekil 4.70: M_f – Martenzit bitiş sıcaklığı grafiği.



Şekil 4.71: M_s – Martenzit başlangıç sıcaklığı grafiği.



Şekil 4.72: A_s – Östenit başlangıç sıcaklığı grafiği.



Şekil 4.73: A_f – Östenit bitiş sıcaklığı grafiği.

Grafiklerde görüldüğü üzere Mn ve Al artışının literatüre uygun olarak [92, 170-172] CuAlMn üzerinde dönüşüm sıcaklıklarını azalttığı açıkça gözlemlenmektedir. Dönüşüm sıcaklıklarında alüminyum elementinin mangana göre yaklaşık 1.5 kat daha etkili olduğu tespit edilmiştir. Grafikteki yüzey üzerinde bulunan her nokta deneysel sonuçların olarak eğri uydurma fonksiyonu sayesinde tamamlanması ile elde edilmiştir. Bu denklemler Denklem 4.1 ile 4.4 arasında sunulmuştur.

$$M_f = 635 - 41.7Al - 24.84Mn \quad (4.1)$$

$$M_s = 686 - 43.20Al - 25.61Mn \quad (4.2)$$

$$A_s = 709 - 42.57Al - 30.00Mn \quad (4.3)$$

$$A_f = 755 - 43.35Al - 29.53Mn \quad (4.4)$$

Eğrilerin sınır şartları, karakterizasyon deneylerinde kullanmış olduğumuz element oranları içerisinde kalan kısım olarak alınmaktadır. Bu değerler ağırlık % olacak şekilde Cu için minimum %81.21 ile maksimum %88.36, Al için minimum %14.68 ile maksimum %14.68 ve Mn için minimum %1.05 ile maksimum %4.99 şeklinde olmuştur.

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Şekil hafızalı alaşımlar günümüzde medikal başta olmak üzere birçok alanda kendisini gösteren yeni nesil akıllı malzeme sınıfında yer almaktadır. Klasik malzemelere göre birçok avantajı bulunan bu alaşımlar tek yönlü şekil hafıza etkisi, çift yönlü şekil hafıza etkisi ve süperelastiklik olmak üzere üç farklı benzersiz özelliği sayesinde kendilerine kullanım alanı bulmuştur. Şekil hafızalı alaşımlar günümüzde sadece metal alaşımlarında değil seramik ve polimer gibi alanlarda da ilerleme sağlamıştır [73].

Bakır bazlı ŞHA'ların NiTi ŞHA'lara göre üretimlerindeki düşük maliyet ve nispeten kolay imalat metotlarından dolayı gün geçtikçe cazibesi artmaktadır. Maliyet ve üretim kolaylığının yanı sıra birçok endüstriyel kullanıma olan yatkın özellikleri sayesinde de kendisini bir adım öne taşımaktadır [169].

ŞHA'larda martenzit dönüşümün doğası gereği yüksek sıcaklıklarda β HMK-tabanlı B2 veya L₂₁ tipli uzun periyotlu yığılma düzeninde atom dağılımı komşulukları ile devam eder [173]. Genel olarak bu ifade termodinamik açıdan pek stabil olmayan bir durumdur. Eğer atomlar difüzyon ile yer değiştirme gösterirlerse bunun sebebi Gibbs enerji seviyesindeki düşüşe olan eğilimdir. Bu yer değiştirme aynı zamanda faz içerisindeki stabilizasyona öncülük etmektedir ve martenzit fazından ana faza geçişte dönüşüm sıcaklığını artırmaktadır [158]. Cu-Al ikili alaşımlarda su verme işlemi β ve onun düzenli β_1 fazın bozunumundan stabil fazlara geçişini önleyemez. Bu yüzden β ve β_1 fazını stabilize etmek için nikel, çinko ve mangan gibi üçüncü bir element ilavesi gerekmektedir.

Cu-Al alaşımlarını stabilize etmek için kullanılan elementlerden Mn elementinin HMK tabanlı fazı stabile ettiği ve faz bölgesini genişlettiği araştırmacılar tarafından rapor edilmiştir [174]. Aynı zamanda çok kristalli CuAlMn ŞHA'lar β (L₂₁) faz yapısı ile mükemmel süneklik gösterir. Aynı zamanda tek yönlü ve çift yönlü şekil hafıza etkisi ile süperelastiklik özelliklerini de sergilemektedir [82].

Tez kapsamında bakır bazlı ŞHA'lar içerisinde etkili özelliklere sahip [77]CuAlMn alaşımının farklı kimyasal kompozisyonları karşısında dönüşüm sıcaklıkları incelenmiştir. Deneyler iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada numunelerin homojenizasyon sonrası yaşlandırma işlemindeki parametrelerini belirlemek için 40

adet deney yapılmıştır. Deneyler için 4 farklı kimyasal kompozisyona sahip CuAlMn alaşımları üretilmiştir. Bu numuneler 900°C’de 2 saat kül fırınında tutulduktan sonra tuzlu buzlu suda soğutularak homojenizasyon işlemi yapılmıştır. 4 alaşım tipinden her bir tanesine homojenizasyon sonrası yaşlandırma işlemi yapılmamış geri kalan 36 numune yaşlandırma işlemine tabi tutulmuştur. Homojenizasyon sonrası 450°C, 550°C ve 650°C sıcaklıklarda 30, 60 ve 120 dakika bekletilerek numunelerin oda sıcaklığında soğutulması sağlanmış ve DSC analizleri yapılmıştır. Yaşlandırma deneyleri sonrası 900°C β fazında 2 saat homojenize edilen numunelerin tuzlu buzlu suda soğutulduktan sonra yaşlandırma işlemi için 450°C’de 120 dakika bekletilip oda sıcaklığında yavaşça soğuyacak şekilde ısıtma işlemi prosesi kullanılmasına karar verilmiştir. İkinci aşama deneylerde ise 21 adet farklı kimyasal kompozisyona sahip CuAlMn alaşımları üretilmiş ve birinci aşama deneylerde belirlenen ısıtma işlem parametreleri kullanılarak deneyler tamamlanmıştır. Elde edilen numuneler üzerinde daha sonra EDS, DSC, SEM ve XRD analizleri yapılarak çalışma tamamlanmıştır.

5.1 EDS Analiz Sonuçları

EDS analizleri SEM cihazının üzerine monteli olan bir modül olarak kullanılmaktadır. Tahribatsız muayene yöntemlerinden olan bu sistem sayesinde istenilen bölgede kolaylıkla kimyasal bileşen analizi yapılmaktadır. Deney numunelerinin bu cihaz sayesinde analizleri yapılarak numunelerin kimyasal bileşenlerinin ağırlıkça ve atomik olarak yüzdeleri tespit edilmiştir. Elde edilen bu sonuçlardan atomik yüzdeleri kullanılarak elektron/atom konsantrasyonu saptanmıştır. Bu sayede numunelerin mevcut hallerindeki elektron/atom konsantrasyonu göz önüne alınarak 2H veya 18R gibi uzun periyotlu yığılma düzenlerinden hangisini içerdiği konusunda bilgi sahibi olunmuştur.

5.2 DSC Analiz Sonuçları

Martenzit dönüşümünde alaşım yüksek sıcaklıkta iken östenit faz yani ana fazda bulunur. Daha sonra soğutulduğunda ise martenzit faza geçiş yapar. Termoelastik martenzitik geçişler genel olarak geri dönüşüm gösterir ve küçük miktarda dönüşüm sıcaklığı histerisisi sergiler. Termoelastik dönüşüm davranışının yani şekil hafıza etkisinin gerçekleşmesi için uygun biçimde sağlanmış şekil değişikliğinin ve ürünün şekil hafıza eğitimin bulunması gerekmektedir[175]. Difüzyonsuz dönüşüm doğaları

gereği, martenzit dönüşümlerde atomların yer değiştirme sureti ile yeniden düzenlenmeleri mümkün değildir. Dönüşüm esnasında uygun kafes boşluklarının oluşturdukları atom hacimleri hiç veya çok az miktarda değişiklik gösterirler [176, 177]. Martenzit dönüşüm sıcaklıkları homojenizasyon gibi ısı işlemler sonrası su verme işlemindeki soğutma hızına; β fazının bütününün sıralanması, β ve β_1 fazının α fazına bozunması ve arayer boşluklarının konsantrasyonundan dolayı çok hassasiyet göstermektedir [172, 178, 179]. Aynı zamanda alaşımın kimyasal bileşenlerindeki çok küçük oranda farklılığın dönüşüm sıcaklıklarını ciddi derecede değiştirdiği görülmüştür [82, 92, 180].

Tez çalışmalarında elde edilen alaşımların DSC cihazı vasıtasıyla içerisindeki ısı kapasitesinin sıcaklık karşısında nasıl değiştiği analiz edilerek, numunelerin göstermiş olduğu katı hal faz geçişlerinin başlangıç ve bitiş sıcaklıkları (M_s , M_f , A_s ve A_f) tespit edilmiştir. Birinci aşama yaşlandırma deneylerinde aynı kimyasal kompozisyona sahip C1, C2, C3 ve C4 serilerinden sadece homojenize yapılmış numuneler ile C3-450-30 ve C4-450-30 numunelerinde yapılan analizler sonucunda faz değişimi gözlenmemiştir.

40 adet deney numunesi içerisinde diğer 34 adet numunede martenzit faz dönüşümü gözlenmiştir. Elde edilen sonuçlarda faz geçiş sıcaklıklarının zamana bağlı olarak grafik içerisinde ötelendiği saptanmıştır. Yaşlandırma esnasında atomların difüzyon ile yer değiştirme eğilimleri yüzünden Gibbs enerjisi düşerek daha kararlı bir yapıya geçiş olmaktadır. Yaşlandırma sonucunda meydana gelen bu kararlı yapı ise faz dönüşüm sıcaklıklarını artırmaktadır [158]. Bu artış 450°C sıcaklıkta yapılan deney sonuçları ile 550°C sıcaklıkta yapılan deneylerde gözlemlenmiştir. 650°C'deki deneylerde bu artışın sadece C1 numunelerinde görüldüğü fakat diğer serilerde artışın yerine yaklaşık aynı sıcaklık aralığı veya daha düşük değerler olduğu saptanmıştır. Bu geçişler aynı zamanda C2-550-30 ve C2-650-120 numunelerinde de görülmüştür.

C2-450-60 DSC eğrisinde görülen dalgalanmalar lokal olarak Al konsantrasyonun düşmesi ile meydana gelmiştir [121]. C3 ve C4 alaşımlarında 450°C'de 30 dakika bekleme sonrası dönüşüm gözlenmemiştir. Bu nedenlerden dolayı 450°C sıcaklıkta ve 30 dakika süreyle yapılan deneyler göz önünde bulundurulduğunda yaşlandırma işleminde kullanılan parametreler için bu iki parametre alt sınır değerleri olarak alınabilir [181].

Yaşlandırma sıcaklığının artışı ile görülen faz dönüşümlerindeki daha yüksek sıcaklıklara eğilimi yaşlandırma işleminde kullanılan bekletme süresi için geçerli olmadığı gözlemlenmiştir. Aynı numuneden kesim yapılarak analizlerde kullanılmasına rağmen malzeme içerisindeki farklı miktarlardaki çökelti ve homojen olmayan unsurlar bu farklılıkların sebebi olarak gösterilebilir. Yapılan birinci aşama yaşlandırma deneyi sonuçlarında sıcaklık artışı ile istenmeyen yapıların oluşmaması ve daha kontrollü bir yapı elde edilebilmesi için sıcaklık değeri en düşük olan 450°C seçilmiştir. Fakat bekletme süresinin 30 dakika olması ile dönüşüm gözlenmeyen numuneler elde edilmesinden dolayı süre olarak 120 dakika seçilmiş ve bu parametreler karakterizasyon deneylerinde kullanılmıştır.

İkinci aşama karakterizasyon deneylerinde 21 adet numune üretilerek 900°C β fazında 2 saat homojenize edilip tuzlu buzlu suda soğutulduktan sonra 450°C’de 120 dakika bekletilip oda sıcaklığında yavaşça soğuyacak şekilde yaşlandırma işlemi yapılmıştır. 21 adet numune kimyasal kompozisyonlarında ağırlık % olacak şekilde Cu için minimum %81.21 ile maksimum %88.36, Al için minimum %9.4 ile maksimum %14.68 ve Mn için minimum %1.05 ile maksimum %4.99 arasında seçilerek üretilmiştir. Elde edilen DSC eğrilerinden CuAlMn numunelerinin çok küçük kimyasal bileşen değişimleri ile çok büyük faz farklılıklarına sahip olduğu gözlemlenmiştir. Martenzit faz sıcaklık başlangıcı yani M_s değeri -27°C ile 231°C arasında, martenzit fazı bitiş sıcaklığı, M_f değeri ise -43°C ile 223°C değeri arasında değişim göstermiştir. Östenit fazı başlangıç sıcaklığında da martenzit fazla aynı şekilde değişim gözlenmiştir. Östenit başlangıç sıcaklığı, A_s değeri 5°C ile 291°C arasında, östenit bitiş sıcaklığı A_f değeri ise 31°C ile 351°C arasında değişiklik göstermiştir. Bu değerler alüminyum ve mangan değerlerinin değişimi ile M_s , M_f , A_s ve A_f sıcaklık değerlerinin değişimini gösteren 3 boyutlu bir grafik sayesinde genel sıcaklık eğilimi belirlenmiştir. Bu eğilim sonucunda alaşım içerisindeki Mn ve Al artışının dönüşüm sıcaklıklarını azalttığı gözlemlenmiş ve bu eğilimin literatür ile uyumluluk gösterdiği anlaşılmıştır [92, 170-172]. Elde edilen grafiklerin eğri uydurma denklemlerinde dönüşüm sıcaklıklarında alüminyum elementinin mangana göre yaklaşık 1.5 kat daha etkili olduğu tespit edilmiştir [182].

5.3 XRD Analiz Sonuçları

CuAlMn ŞHA'lar da yüksek sıcaklıklarda düzensiz ana faz yapısına sahiptir. Bu ana fazdan martenzit faza doğru katı hal faz değişimlerinde düzenli faz geçişleri gözlenir. Faz geçişleri $\beta(A2) \rightarrow \beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(L2_1)$ şeklinde gözlemlenir ve daha sonra alaşım içeriğine bağlı olarak α (3R), β_1 (18R) ve γ_1 (2H) gibi farklı martenzit türleri meydana gelir [127]. CuAlMn alaşımlarında düzenli sıralı dizilişler e/a ile birebir ilişkilidirler ve $e/a \geq 1.45$ olduğu durumlarda 2H yapısı $e/a \leq 1.45$ 18R yapısı oluşmaktadır [75, 86]. XRD analizlerinde elektron konsantrasyonu olarak adlandırılan e/a oranına bağlı olarak alaşımların X-ışını desenlerinde β_1, γ_1 martenzit fazlarının yanı sıra α fazı olan ana faz yapısı gözlemlenmiştir. XRD analizleri $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1.5405\text{\AA}$) radyasyonu kullanılarak 2°/dak. tarama hızında gerçekleştirilmiştir. Yapılan XRD analizlerinde 2H yapısına sahip 7 ile 21 arası numunelerin ortorombik yapıda oldukları 1 ile 6 arası numunelerin yapısının ise değişikliğe uğramış M18R uzun periyotlu yığılma düzlemi olduğu ve kristal kafes sisteminin monoklinik olduğu anlaşılmıştır. 18R uzun periyotlu yığılma düzlemi genel olarak ortorombik kristal kafes sistemine sahip olmasına rağmen çok az miktarda 90° açıdan sapma ile genel olarak 88°-90° arasında kafes yapısında çarpılma olduğu saptanmıştır. Bu monoklinik yapıdan ortorombik yapıya geçişin olduğu sistemde martenzit fazda stabilizasyon meydana gelmektedir. Bu yüzden ortorombik kristal kafes sistemi martenzit fazın stabilizasyon değerini gösteren bir indis olarak değerlendirilebilir [183-185]. XRD desenleri üzerinde farklı fazlara ait yapıların yansımalarına rastlanmıştır. Bu yapıların literatür ile uyum içerisinde olduğu saptanmıştır [68, 81, 169, 185-187]. β_1 (18R) yapısının başlıca düzlem yansımaları $(12\bar{2})$, (202) , (0018) , (220) , $(12\bar{8})$, (208) , (1210) , $(20\bar{1}0)$ ve (2014) olarak desenlerde gözlemlenmiştir. γ_1 (2H) yapısında ise (120) , (200) , (002) , (102) , (210) , (121) ve (201) desenlerine rastlanmıştır.

5.4 Mikroyapı Analiz Sonuçları

Bakır bazlı şekil hafızalı alaşımlarda martenzit yüzey morfolojisinde γ_1 fazı birbirine paralel plakalar şeklinde gözlenirken β_1 fazı ise genel olarak birbiri ile uyumlu zig-zag tipi martenzit plaka oluşumları ile kendilerini göstermektedirler [119, 167].

İki aşamada yapılan deneyler sonrası elde edilen numuneler parlatma cihazında parlatılıp dağlandıktan sonra görüntü alabilmek için hazırlanmıştır. Birinci aşama yaşlandırma deneylerinde elde edilen yüzey morfolojilerinde zig-zag tipi ve iğne tipi

martenzit plakalara rastlanmıştır. Analizi yapılan C4 numunesinin görüntülerinde yaşlandırma sıcaklık değerinin artması ile malzeme yüzeyinde oluşan çökeltilerin de arttığı gözlenmiştir. Aynı şekilde ikinci aşama deneyleri olan dönüşüm sıcaklığı karakterizasyon deneylerinde ise birbiri ile uyumlu zig-zag tipi ve iğne tipi martenzit varyantları gözlemlenmiştir. Farklı ve aynı tane içerisinde martenzit varyantların farklı yönlerde doğru yönelime sahip olduğu görülmüştür.

Çoğu yapıda alüminyum ağırlıklı çökelti fazların içerisinde yer almıştır. Bu çökelti siyah renkte gözlemlenmiş olup, genel olarak beyaz olan ve parlak görümlü arabileşik çökeltilerine de rastlanmıştır. Bu siyah ve beyaz çökelti EDS cihazı ile analizlerinde farklı oranlara sahip Al_2O_3 bileşikler olduğu saptanmıştır. Görüntülerin literatür ile uyum sağladığı tespit edilmiştir [157, 188, 189].

5.5 Öneriler

Yapmış olduğumuz tezde farklı kompozisyon oranlarına sahip CuAlMn alaşımları üzerine EDS, DSC XRD ve SEM analizleri tamamlanmıştır. Bu çalışmalara benzer şekilde aşağıdaki araştırmalar yapılabilir.

- Alaşımın kimyasal kompozisyon yelpazesi artırılarak daha farklı ısı işlemleri altında sonuçlar belirlenebilir.
- Farklı imalat yöntemleri ile üretilmiş benzer kompozisyonların özellikleri kıyaslanabilir.
- Alaşımların iletkenlik, manyetik ve kimyasal korozyon özellikleri analiz edilebilir.
- Alaşımlara farklı ilave elementler eklenerek elde edilecek yeni malzemelerin karakterizasyon analizi yapılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] Wang, Z. L., 1998. Functional and smart materials, Wiley Online Library, ABD.
- [2] Huang, W., 2002. On the selection of shape memory alloys for actuators, Materials & design, 23, 1, 11-19.
- [3] Otsuka, K. ve Wayman, C. M., 1999. Shape memory materials, Cambridge University press, Birleşik Krallık.
- [4] Ullakko, K., 1996. Magnetically controlled shape memory alloys: a new class of actuator materials, Journal of Materials Engineering and Performance, 5, 3, 405-409.
- [5] Wei, Z., Sandström, R. ve Miyazaki, S., 1998. Shape-memory materials and hybrid composites for smart systems: Part I Shape-memory materials, Journal of Materials Science, 33, 15, 3743-3762.
- [6] Sun, L. ve Huang, W., 2009. Nature of the multistage transformation in shape memory alloys upon heating, Metal Science and Heat Treatment, 51, 11, 573-578.
- [7] Hartl, D. ve Lagoudas, D., 2008. Thermomechanical characterization of shape memory alloy materials, Springer, ABD.
- [8] Otsuka, K. ve Ren, X., 1999. Recent developments in the research of shape memory alloys, Intermetallics, 7, 5, 511-528.
- [9] Hartl, D. J. ve Lagoudas, D. C., 2007. Aerospace applications of shape memory alloys, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering, 221, 4, 535-552.
- [10] DeLaurentis, K., Mavroidis, C. ve Pfeiffer, C., 2000. Development of a shape memory alloy actuated robotic hand, 7th International Conference on New Actuators, Bremen, Almanya, 19-21.
- [11] Janke, L., Czaderski, C., Motavalli, M. ve Ruth, J., 2005. Applications of shape memory alloys in civil engineering structures-overview, limits and new ideas, Materials and Structures, 38, 5, 578-592.
- [12] Miyazaki, S. ve Otsuka, K., 1989. Development of shape memory alloys, ISI International, 29, 5, 353-377.
- [13] Ölander, A., 1932. An electrochemical investigation of solid cadmium-gold alloys, Journal of the American Chemical Society, 54, 10, 3819-3833.

- [14] Wilkes, K. E. ve Liaw, P. K., 2000. The fatigue behavior of shape-memory alloys, *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 52, 10, 45-51.
- [15] Eskil, M., Aldaş, K. ve Ozkul, I., 2015. A prediction study on Mf temperature of Cu based shape memory alloy by using genetic programming, *The Proceedings of Second International Iron and Steel Symposium Karabük, Türkiye*, 178-182.
- [16] Cederström, J. ve Van Humbeeck, J., 1995. Relationship between shape memory material properties and applications, *Le Journal de Physique IV*, 5, C2, C2-335-C2-341.
- [17] Canbay, C. A., 2010. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşım üretimi ve alaşımların yapısal, termal ve elektriksel özelliklerinin incelenmesi Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [18] Jani, J. M., Leary, M., Subic, A. ve Gibson, M. A., 2014. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities, *Materials & Design*, 56, 1078-1113.
- [19] Aydoğdu, A., 1990. Soy metal alaşımlarında termoelastik martensitik dönüşümlerinin kristalografisi, Yüksek Lisans Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Fırat Üniversitesi, Elazığ.
- [20] Porter, D. A., Easterling, K. E. ve Sherif, M., 2009. *Phase Transformations in Metals and Alloys*, CRC press, Birleşik Krallık.
- [21] Eskil, M., 2006. FeMnSi alaşımlarının mekanik ve termal etkiler altında şekil hatırlama özelliklerinin incelenmesi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [22] Wayman, C., 1993. Shape memory alloys, *MRS bulletin*, 18, 04, 49-56.
- [23] Fremond, M., 1996. *Shape memory alloy*, Springer, Viena, Avusturya.
- [24] Boyd, J. G. ve Lagoudas, D. C., 1996. A thermodynamical constitutive model for shape memory materials. Part I. The monolithic shape memory alloy, *International Journal of Plasticity*, 12, 6, 805-842.
- [25] Falk, F., 1980. Model free energy, mechanics, and thermodynamics of shape memory alloys, *Acta Metallurgica*, 28, 12, 1773-1780.
- [26] Adiguzel, O., 2007. Smart materials and the influence of atom sizes on martensite microstructures in copper-based shape memory alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 185, 1, 120-124.
- [27] Otsuka, K., Wayman, C., Nakai, K., Sakamoto, H. ve Shimizu, K., 1976. Superelasticity effects and stress-induced martensitic transformations in Cu Al Ni alloys, *Acta Metallurgica*, 24, 3, 207-226.

- [28] Brinson, L., 1993. One-dimensional constitutive behavior of shape memory alloys: thermomechanical derivation with non-constant material functions and redefined martensite internal variable, *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 4, 2, 229-242.
- [29] Eggeler, G., Hornbogen, E., Yawny, A., Heckmann, A. ve Wagner, M., 2004. Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 378, 1, 24-33.
- [30] Fu, Y., Huang, W., Du, H., Huang, X., Tan, J. ve Gao, X., 2001. Characterization of TiNi shape-memory alloy thin films for MEMS applications, *Surface and Coatings Technology*, 145, 1, 107-112.
- [31] Zhao, Y., Taya, M., Kang, Y. ve Kawasaki, A., 2005. Compression behavior of porous NiTi shape memory alloy, *Acta Materialia*, 53, 2, 337-343.
- [32] Khovailo, V., Oikawa, K., Abe, T. ve Takagi, T., 2003. Entropy change at the martensitic transformation in ferromagnetic shape memory alloys $\text{Ni}_{2+x}\text{Mn}_{1-x}\text{Ga}$, *Journal of Applied Physics*, 93, 8483-8485.
- [33] Otsuka, H., Yamada, H., Maruyama, T., Tanahashi, H., Matsuda, S. ve Murakami, M., 1990. Effects of alloying additions on Fe-Mn-Si shape memory alloys, *ISIJ international*, 30, 8, 674-679.
- [34] Sutou, Y., Kainuma, R. ve Ishida, K., 1999. Effect of alloying elements on the shape memory properties of ductile Cu-Al-Mn alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 273, 375-379.
- [35] Eckelmeyer, K., 1976. The effect of alloying on the shape memory phenomenon in nitinol, *Scripta Metallurgica*, 10, 8, 667-672.
- [36] Van Humbeeck, J., 1999. Non-medical applications of shape memory alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 273, 134-148.
- [37] Wayman, C., 1980. Some applications of shape-memory alloys, *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 32, 6, 129-137.
- [38] Machado, L. ve Savi, M., 2003. Medical applications of shape memory alloys, *Brazilian Journal of Medical and Biological Research*, 36, 6, 683-691.
- [39] Cederstrom, J. ve Van Humbeeck, J., 1995. Relationship between shape-memory material properties and applications, *Journal de Physique IV*, 5, C2, 335-341.
- [40] Duerig, T. W., Melton, K. ve Stöckel, D., 2013. Engineering aspects of shape memory alloys, *Butterworth-Heinemann, Birleşik Krallık*.
- [41] Mihálcz, I., 2001. Fundamental characteristics and design method for nickel-titanium shape memory alloy, *Mechanical Engineering*, 45, 1, 75-86.
- [42] Baksan, B., 2004. Bakır alüminyum alaşımlarından hızlı soğutma yöntemi ile şekil bellekli malzeme üretimi, *Doktora Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir*.

- [43] Kainuma, R., Takahashi, S. ve Ishida, K., 1996. Thermoelastic martensite and shape memory effect in ductile Cu-Al-Mn alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27, 8, 2187-2195.
- [44] Sutou, Y., Omori, T., Wang, J., Kainuma, R. ve Ishida, K., 2004. Characteristics of Cu-Al-Mn-based shape memory alloys and their applications, *Materials Science and Engineering: A*, 378, 1, 278-282.
- [45] Eskil, M., Aldaş, K. ve Özkul, İ., 2015. Prediction of Thermodynamic Equilibrium Temperature of Cu-Based Shape-Memory Smart Materials, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46, 1, 134-142.
- [46] Aldas, K., Eskil, M. ve Özkul, İ., 2014. Prediction of Af temperature for copper based shape memory alloys, *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences*, 21, 4, 429-437.
- [47] Eskil, M., Aldaş, K. ve Ozkul, I., 2015. Investigation of Ms temperature of copper based shape memory alloys by using genetic programming, *The Proceedings of Second International Iron and Steel Symposium*, Karabük, Türkiye, 173-177.
- [48] Glansdorff, P., Prigogine, I. ve Hill, R. N., 1973. Thermodynamic theory of structure, stability and fluctuations, *American Journal of Physics*, 41, 1, 147-148.
- [49] A. Alonso, A., V. Fernandez, C. ve R. Banga, J., 2004. Dissipative systems: from physics to robust nonlinear control, *International Journal of Robust and Nonlinear Control*, 14, 2, 157-179.
- [50] Cengel, Y. A., Boles, M. A. ve Kanoğlu, M., 2002. *Thermodynamics: an engineering approach*, McGraw-Hill, New York, ABD.
- [51] Durkaya, F., 2010. Fe-%18,97Mn-%1,92V alaşımda martensitik dönüşümler ve şekil hatırlama özelliğinin termal ve mekanik etkiler altında incelenmesi, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale.
- [52] Sonntag, R. E., Borgnakke, C., Van Wylen, G. J. ve Van Wyk, S., 1998. *Fundamentals of thermodynamics*, Wiley New York, ABD.
- [53] Gürü, M. ve Yalçın, H., 2004. *Mühendislik termodinamiği*, Palme Yayıncılık, Ankara, Türkiye.
- [54] Nishiyama, Z., 2012. *Martensitic transformation*, Elsevier, ABD.
- [55] Funakubo, H. ve Kennedy, J., 1987. *Shape memory alloys*, Gordon and Breach Sci, New York, ABD.
- [56] Belin-Ferré, E., 2008. *Basics of thermodynamics and phase transitions in complex intermetallics*, World Scientific Publishing, Singapur.

- [57] Buehler, W. J. ve Wang, F. E., 1968. A summary of recent research on the Nitinol alloys and their potential application in ocean engineering, *Ocean Engineering*, 1, 1, 105-120.
- [58] Bertotti, G. ve Mayergoyz, I. D., 2006. *The Science of Hysteresis: Physical modeling, micromagnetics, and magnetization dynamics*, Gulf Professional Publishing, Birleşik Krallık.
- [59] Durak, G., 2010. CoMnGe_{1-x}Ga_x sistemlerinin 0≤x≤0.1 bileşikleri için yapısal, ısısal, manyetik ve manyetokalorik özelliklerinin incelenmesi Yüksek Lisans Tezi, Fen bilimleri Enstitüsü, Ankara Üniversitesi, Ankara.
- [60] Yüzüak, E., 2008. Tb₅Si_{2-x}Ge_{2-x} (T=Fe,Mn) Alaşımlarının Yapısal ve Manyetik Özelliklerinin İncelenmesi Yüksek Lisans Tezi, Ankara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [61] Wayman, C. ve Shimizu, K., 1972. The shape memory ('Marmem') effect in alloys, *Metal Science*, 6, 1, 175-183.
- [62] Dasgupta, R., Jain, A. K., Kumar, P., Hussein, S. ve Pandey, A., 2014. Effect of alloying constituents on the martensitic phase formation in some Cu-based SMAs, *Journal of Materials Research and Technology*, 3, 3, 264-273.
- [63] Lagoudas, D., 2008. *Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications*, Springer, New York, ABD.
- [64] Rottiers, W., Van den Broeck, L., Peeters, C. ve Arras, P., 2011. Shape memory materials and their applications, *Korolev's Readings: Conference Proceedings*, Rusya, 250-251.
- [65] Worden, K. ve Haywood, J., 2003. *Smart technologies*, World Scientific, ABD.
- [66] Ziolkowski, A., 2015. *Pseudoelasticity of Shape Memory Alloys: Theory and Experimental Studies*, Butterworth-Heinemann, Birleşik Krallık.
- [67] Huang, W. ve Toh, W., 2000. Training two-way shape memory alloy by reheat treatment, *Journal of Materials Science Letters*, 19, 17, 1549-1550.
- [68] Wang, R., Gui, J., Chen, X. ve Tan, S., 2002. EBSD and TEM study of self-accommodating martensites in Cu 75.7 Al 15.4 Mn 8.9 shape memory alloy, *Acta Materialia*, 50, 7, 1835-1847.
- [69] Kainuma, R., Satoh, N., Liu, X., Ohnuma, I. ve Ishida, K., 1998. Phase equilibria and Heusler phase stability in the Cu-rich portion of the Cu–Al–Mn system, *Journal of Alloys and Compounds*, 266, 1, 191-200.
- [70] Bradley, A. ve Rodgers, J., 1934. The crystal structure of the Heusler alloys, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A*, 340-359.
- [71] Delaey, L., Krishnan, R., Tas, H. ve Warlimont, H., 1974. Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations, *Journal of Materials Science*, 9, 9, 1521-1535.

- [72] Otsuka, K. ve Shimizu, K., 1970. Memory effect and thermoelastic martensite transformation in Cu Al Ni alloy, *Scripta Metallurgica*, 4, 6, 469-472.
- [73] Barrett, C. S. ve Massalski, T. B., 1966. *Structure of metals*, McGraw-Hill New York, ABD.
- [74] Zarinejad, M. ve Liu, Y., 2008. Dependence of transformation temperatures of niti-based shape-memory alloys on the number and concentration of valence electrons, *Advanced Functional Materials*, 18, 18, 2789-2794.
- [75] Guilemany, J., Peregrin, F., Lovey, F., Llorca, N. ve Cesari, E., 1991. TEM study of β and martensite in Cu Al Mn shape memory alloys, *Materials Characterization*, 26, 1, 23-28.
- [76] Zárubová, N. ve Novák, V., 2004. Phase stability of CuAlMn shape memory alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 378, 1, 216-221.
- [77] Ignacová, S., Černoč, T., Novák, V. ve Šittner, P., 2008. The reorientation of the 2H martensite phase in Cu–Al–Mn shape memory single crystal alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 481, 526-531.
- [78] Obradó, E., Mañosa, L. ve Planes, A., 1997. Influence of composition and thermal treatments on the martensitic transition of Cu-Al-Mn alloys, *Le Journal de Physique IV*, 7, C5, C5-233-C5-238.
- [79] Delaey, L., Cahn, R., Haasen, P. ve Kramer, E., 1991. Phase transformations in materials, *Materials Science and Technology-comprehensive Treatment*, Weinheim, Almanya.
- [80] Elgueta, J., Macqueron, J.-L. ve Planes, A., 1992. Calorimetric study of isothermal relaxation in a quenched beta-Cu-Zn-Al alloy, *Journal of Physics: Condensed Matter*, 4, 1, 285-295.
- [81] Obradó, E., Mañosa, L. ve Planes, A., 1997. Stability of the bcc phase of Cu-Al-Mn shape-memory alloys, *Physical Review B*, 56, 1, 20-23.
- [82] Kainuma, R., Takahashi, S. ve Ishida, K., 1995. Ductile shape memory alloys of the Cu-Al-Mn system, *Journal de Physique IV*, 5, C8, C8-961-C8-966.
- [83] Kennon, N., Dunne, D. ve Middleton, L., 1982. Aging effects in copper-based shape memory alloys, *Metallurgical Transactions A*, 13, 4, 551-555.
- [84] Otsuka, K. ve Ren, X., 2001. Mechanism of martensite aging effects and new aspects, *Materials Science and Engineering: A*, 312, 1, 207-218.
- [85] Tarhan, E., 2004. Bakır esaslı hafızalı alaşımlarda yaşlanma davranışı, Doktora Tezi, Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [86] Obradó, E., Frontera, C., Mañosa, L. ve Planes, A., 1998. Order-disorder transitions of Cu-Al-Mn shape-memory alloys, *Physical Review B*, 58, 21, 14245-14255.

- [87] Subramanian, A. ve Angelo, P., 2008. Powder metallurgy: science, technology and applications, PHI Learning Pvt. Ltd., ABD.
- [88] Liu, Y., ed. Chen, H.R., 2010. Shape memory alloys: Manufacture, properties and applications, Nova Science Publishers, Inc, ABD.
- [89] Ma, J., Karaman, I. ve Noebe, R. D., 2010. High temperature shape memory alloys, International Materials Reviews, 55, 5, 257-315.
- [90] Waseda, Y., Matsubara, E. ve Shinoda, K., 2011. X-ray diffraction crystallography: introduction, examples and solved problems, Springer Science & Business Media, ABD.
- [91] Goldstein, J., Newbury, D. E., Echlin, P., Joy, D. C., Romig Jr, A. D., Lyman, C. E., Fiori, C. ve Lifshin, E., 2012. Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis: a text for biologists, materials scientists, and geologists, Springer Science & Business Media, Birleşik Krallık.
- [92] Zheng, Y., Li, C., Wan, F. ve Long, Y., 2007. Cu–Al–Mn alloy with shape memory effect at low temperature, Journal of Alloys and Compounds, 441, 1, 317-322.
- [93] Lagoudas, D. C., 2008. Shape memory alloys, Science and Business Media, LLC, ABD.
- [94] Paiva, A. ve Savi, M. A., 2006. An overview of constitutive models for shape memory alloys, Mathematical Problems in Engineering, 2006, 1-30.
- [95] Otsuka, K. ve Shimizu, K., 1986. Pseudoelasticity and shape memory effects in alloys, International Metals Reviews, 31, 1, 93-114.
- [96] Buehler, W. J. ve Wiley, R. C., 1965. Nickel-based alloys US Patent 174, 851.
- [97] Van Humbeeck, J., Chandrasekaran, M. ve Delaey, L., 1991. Shape memory alloys: materials in action, Endeavour, 15, 4, 148-154.
- [98] Nurveren, K., 2008. NiTi alaşımda şekil hafıza etkisinin iyileştirilmesi, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [99] Buehler, W. J., Gilfrich, J. ve Wiley, R., 1963. Effect of low-temperature phase changes on the mechanical properties of alloys near composition TiNi, Journal of Applied Physics, 34, 5, 1475-1477.
- [100] Melzer, A. ve Stoeckel, D., 2010. Function and performance of nitinol vascular implants, Open Medical Devices Journal 2, 2, 32-41.
- [101] Es-Souni, M., Es-Souni, M. ve Fischer-Brandies, H., 2005. Assessing the biocompatibility of NiTi shape memory alloys used for medical applications, Analytical and Bioanalytical Chemistry, 381, 3, 557-567.

- [102] Šittner, P., Landa, M., Lukáš, P. ve Novak, V., 2006. R-phase transformation phenomena in thermomechanically loaded NiTi polycrystals, *Mechanics of Materials*, 38, 5, 475-492.
- [103] Okamoto, H., 2000. Phase diagrams for binary alloys. Desk handbook, ASM International, ABD.
- [104] Funakubo, H. ve Kennedy, J., 1987. Shape memory alloys, Gordon and Breach Sci, New York, ABD.
- [105] Asanović, V. ve Delijić, K., 2007. The mechanical behavior and shape memory recovery of Cu-Zn-Al Alloys, *Association of Metallurgical Engineers of Serbia* 13, 1, 59-64.
- [106] Ferreira, R., Lima, E., Aquino Filho, A., de Quadros, N., Araújo, O. ve Yadava, Y., 2000. Microestrutural evolution in a CuZnAl shape memory alloy: kinetics and morphological aspects, *Materials Research*, 3, 4, 119-123.
- [107] Eskil, M. ve Kayali, N., 2006. X-ray analysis of some shape memory CuZnAl alloys due to the cooling rate effect, *Materials Letters*, 60, 5, 630-634.
- [108] Naichao, S., 1999. Study on martensitic stabilization in CuZnAl (RE) shape memory alloys, *Chinese Journal of Material Research*, 5, 558-561.
- [109] Si, N.-c., Zhao, G.-q. ve Yang, D.-q., 2003. Effects of mischmetal on mechanical properties of CuZnAl shape memory alloy, *Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 13, 2, 398-402.
- [110] Adigüzel, O., 1995. Martensite ordering and stabilization in copper based shape memory alloys, *Materials Research Bulletin*, 30, 6, 755-760.
- [111] Arab, A. A., Chandrasekaran, M. ve Ahlers, M., 1984. Martensite Aging and its Stabilization in CuZnAl Shape Memory Alloys, *Scripta Metallurgica*, 18, 7, 709-714.
- [112] Kayali, N., Zengin, R. ve Adiguzel, O., 2000. Influence of aging on transformation characteristics in shape memory CuZnAl alloys, *Metallurgical and materials transactions A*, 31, 2, 349-354.
- [113] Amengual, A., 1992. Partial cycling effects on the martensitic transformation of CuZnAl SMA, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 26, 12, 1795-1798.
- [114] Kwarciak, J., Bojarski, Z. ve Morawiec, H., 1986. Phase transformation in martensite of Cu-12.4% Al, *Journal of Materials Science*, 21, 3, 788-792.
- [115] Lin, Z., Yu, W., Zee, R. ve Chin, B., 2000. CuAlPd alloys for sensor and actuator applications, *Intermetallics*, 8, 5, 605-611.
- [116] Font, J., Cesari, E., Muntasell, J. ve Pons, J., 2003. Thermomechanical cycling in Cu-Al-Ni-based melt-spun shape-memory ribbons, *Materials Science and Engineering: A*, 354, 1, 207-211.

- [117] Husain, S. ve Clapp, P., 1987. The intergranular embrittlement of Cu-Al-Ni β -phase alloys, *Journal of Materials Science*, 22, 7, 2351-2356.
- [118] Miyazaki, S., Otsuka, K., Sakamoto, H. ve Shimizu, K., 1981. The fracture of Cu-Al-Ni shape memory alloy, *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 22, 4, 244-252.
- [119] Vajpai, S., Dube, R. ve Sangal, S., 2011. Microstructure and properties of Cu-Al-Ni shape memory alloy strips prepared via hot densification rolling of argon atomized powder preforms, *Materials Science and Engineering: A*, 529, 378-387.
- [120] Lexcellent, C., 2013. Shape-memory alloys handbook, John Wiley & Sons, ABD.
- [121] Canbay, C. A. ve Aydoğdu, A., 2013. Thermal analysis of Cu-14.82 wt% Al-0.4 wt% Be shape memory alloy, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 113, 2, 731-737.
- [122] Hornbogen, E. ve Jost, N., 1989. The martensitic transformation in science and technology, DGM Metallurgy Information, Almanya.
- [123] Canbay, C. A., Aydoğdu, A. ve Aydoğdu, Y., 2011. The investigation of thermal and magnetic properties and microstructure analysis of Cu-Al-Mn shape memory alloys, *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*, 24, 1-2, 871-877.
- [124] Canbay, C. A., Genc, Z. K. ve Sekerci, M., 2014. Thermal and structural characterization of Cu-Al-Mn-X (Ti, Ni) shape memory alloys, *Applied Physics A*, 115, 2, 371-377.
- [125] Canbay, C. A., Gudeloglu, S. ve Genc, Z. K., 2015. Investigation of the Enthalpy/Entropy Variation and Structure of Cu-Al-Mn-Fe Shape Memory Alloys, *International Journal of Thermophysics*, 36, 4, 783-794.
- [126] Canbay, C. A. ve Karagoz, Z., 2013. The effect of quaternary element on the thermodynamic parameters and structure of CuAlMn shape memory alloys, *Applied Physics A*, 113, 1, 19-25.
- [127] Jiao, Y., Wen, Y., Li, N., He, J. ve Teng, J., 2010. Effect of solution treatment on damping capacity and shape memory effect of a CuAlMn alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 491, 1, 627-630.
- [128] Sato, A., Soma, K., Chishima, E. ve Mori, T., 1982. Shape memory effect and mechanical behaviour of an Fe-30Mn-1Si alloy single crystal, *Le Journal de Physique Colloques*, 43, C4, C4-797-C4-802.
- [129] Sato, A., Yamaji, Y. ve Mori, T., 1986. Physical properties controlling shape memory effect in Fe Mn Si alloys, *Acta Metallurgica*, 34, 2, 287-294.

- [130] Verbeken, K., Van Caenegem, N. ve Raabe, D., 2009. Identification of ϵ martensite in a Fe-based shape memory alloy by means of EBSD, *Micron*, 40, 1, 151-156.
- [131] Charfi, A., Bouraoui, T., Feki, M., Bradai, C. ve Normand, B., 2009. Surface treatment and corrosion behaviour of Fe-32Mn-6Si shape memory alloy, *Comptes Rendus Chimie*, 12, 1, 270-275.
- [132] Wen, Y., Xie, W., Li, N. ve Li, D., 2007. Remarkable difference between effects of carbon contents on recovery strain and recovery stress in Fe-Mn-Si-Cr-Ni-C alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 457, 1, 334-337.
- [133] Bouraoui, T., Jemal, F. ve Zineb, T. B., 2008. Tensile properties of a Fe-32Mn-6Si shape memory alloy, *Strength of Materials*, 40, 2, 203-211.
- [134] Şaşmaz, M., 2010. CuAlMn ferromanyetik şekil hafızalı alaşım üretimi, termal ve manyetik özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [135] Aygahoğlu, A., 2007. Mn-Cu Şekil bellekli alaşımların hızlı soğutma tekniği ile üretimi ve şekil bellek özelliklerinin belirlenmesi, Doktora Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- [136] Smith, W. F. ve Hashemi, J., 2006. Foundations of materials science and engineering, McGraw-Hill Publishing, ABD.
- [137] Rösner, H., Schloßmacher, P., Shelyakov, A. ve Glezer, A., 2001. The influence of coherent TiCu plate-like precipitates on the thermoelastic martensitic transformation in melt-spun Ti 50 Ni 25 Cu 25 shape memory alloys, *Acta Materialia*, 49, 9, 1541-1548.
- [138] Tadaki, T., 1998. Cu-based shape memory alloys, *Shape memory materials*, 97-116.
- [139] Lojen, G., Anžel, I., Kneissl, A., Križman, A., Unterweger, E., Kosec, B. ve Bizjak, M., 2005. Microstructure of rapidly solidified Cu-Al-Ni shape memory alloy ribbons, *Journal of Materials Processing Technology*, 162, 220-229.
- [140] Hodgson, D. E., Ming, W. ve Biermann, R. J., 1990. Shape memory alloys, ASM International, Metals Handbook, ABD.
- [141] Wakjira, J. F., 2001. The VT1 shape memory alloy heat engine design, Yüksek Lisans Tezi, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg.
- [142] Miller, R. K. ve Walker, T. C., 1989. Survey on shape memory alloys, *Future Technology Surveys*, ABD.
- [143] Bogue, R., 2009. Shape-memory materials: A review of technology and applications, *Assembly Automation*, 29, 3, 214-219.
- [144] Yamauchi, K., Ohkata, I., Tsuchiya, K. ve Miyazaki, S., 2011. Shape memory and superelastic alloys: Applications and technologies, Elsevier, ABD.

- [145] Rao, A., Srinivasa, A. ve Reddy, J., 2015. Introduction to shape memory alloys, Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators, Springer, ABD.
- [146] Poncet, P. P., 2001. Nitinol medical device design considerations, Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, ABD, 441-456.
- [147] Mabe, J. H., Calkins, F. T. ve Butler, G. W., 2006. Boeing's variable geometry chevron, morphing aerostructure for jet noise reduction, 47th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Confere, Newport, ABD, 1-19.
- [148] Chopra, I., 2000. Status of application of smart structures technology to rotorcraft systems, Journal of the American Helicopter Society, 45, 4, 228-252.
- [149] Song, G., Patil, D., Kocurek, C. ve Bartos, J., 2010. Applications of shape memory alloys in offshore oil and gas industry: a review, Earth and Space 2010: Engineering, Science, Construction and Operations in Challenging Environments ABD, 1551-1567.
- [150] Song, G., Ma, N. ve Li, H.-N., 2006. Applications of shape memory alloys in civil structures, Engineering Structures, 28, 9, 1266-1274.
- [151] Mirzaeifar, R., DesRoches, R. ve Yavari, A., 2011. A combined analytical, numerical, and experimental study of shape-memory-alloy helical springs, International Journal of Solids and Structures, 48, 3, 611-624.
- [152] Janke, L., Czaderski, C., Motavalli, M. ve Ruth, J., 2005. Applications of shape memory alloys in civil engineering structures - overview, limits and new ideas, Materials and Structures, 38, 5, 578-592.
- [153] Indirli, M., Castellano, M. G., Clemente, P. ve Martelli, A., 2001. Demo-application of shape memory alloy devices: the rehabilitation of the S. Giorgio Church bell tower, SPIE's 8th Annual International Symposium on Smart Structures and Materials, ABD, 262-272.
- [154] Ganesh, N. J., Maniprakash, S., Chandrasekaran, L., Srinivasan, S. ve Srinivasa, A., 2011. Design and development of a sun tracking mechanism using the direct sma actuation, Journal of Mechanical Design, 133, 7, 0750011-0750018.
- [155] Novikov, I. I. ve Afanasyev, V., 1978. Theory of heat treatment of metals, Mir, Rusya.
- [156] McMullan, D., 1995. Scanning electron microscopy 1928–1965, Scanning, 17, 3, 175-185.
- [157] Stanciu, S., Bujoreanu, L. G., Ioniță, I., Sandu, A. V. ve Enache, A., 2009. A structural-morphological study of a Cu₆₃Al₂₆Mn₁₁ shape memory alloy, Advanced Topics in Optoelectronics, Microelectronics, and Nanotechnologies IV, Romanya, 72970C-1-72970C-4.

- [158] Ahlers, M. ve Pelegrina, J., 2003. Ageing of martensite: stabilisation and ferroelasticity in Cu-based shape memory alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 356, 1, 298-315.
- [159] Mallik, U. ve Sampath, V., 2008. Effect of composition and ageing on damping characteristics of Cu–Al–Mn shape memory alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 478, 1, 48-55.
- [160] Prado, M. O., 1998. The influence of β phase aging on the martensitic transformation temperatures of CuMnAl alloys, *Scripta Materialia*, 38, 3, 375-383.
- [161] Gökdemir, N., 2006. Şekil hatırlamalı Cu-%14,70Al-%4,72Ni alaşımda martensitik dönüşümün kristalografik ve kinetik özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [162] Özcan, F., 2009. Şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni-Mn alaşımda martensitik dönüşüm üzerinde termal yaşlandırma etkileri, Yüksek Lisans Tezi, Kırıkkale Üniversitesi, Fen bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale.
- [163] Aydogdu, A., Aydogdu, Y. ve Adiguzel, O., 2004. Long-term ageing behaviour of martensite in shape memory Cu–Al–Ni alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 153, 164-169.
- [164] Salzbrenner, R. ve Cohen, M., 1979. On the thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations, *Acta Metallurgica*, 27, 5, 739-748.
- [165] Balo, Ş. N. ve Sel, N., 2012. Effects of thermal aging on transformation temperatures and some physical parameters of Cu–13.5 wt.% Al–4wt.% Ni shape memory alloy, *Thermochimica Acta*, 536, 1-5.
- [166] Yasuda, T., Tani, D., Nishino, H. ve Yoshida, K., 2006. Evaluation of two types of martensitic transformation in Cu-Al-Ni shape memory alloy single crystal by acoustic emission waveform analysis, *Journal of Acoustic Emission*, 24, 153-161.
- [167] Swann, P. ve Warlimont, H., 1963. The electron-metallography and crystallography of copper-aluminum martensites, *Acta metallurgica*, 11, 6, 511-527.
- [168] Aydoğdu, A., 1995. Şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımlarındaki martensitik dönüşümler üzerinde termal yaşlandırma etkileri, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [169] Aldırmaz, E. ve Aksoy, I., 2014. Effects of heat treatment and deformation on 2H and 18R martensites in Cu–9.97% Al–4.62% Mn alloy, *Arabian Journal for Science and Engineering*, 39, 1, 575-580.
- [170] Mallik, U. ve Sampath, V., 2008. Influence of aluminum and manganese concentration on the shape memory characteristics of Cu–Al–Mn shape memory alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 459, 1, 142-147.

- [171] Zak, G., Kneissl, A. ve Zatulskij, G., 1996. Shape memory effect in cryogenic Cu-Al-Mn alloys, *Scripta Materialia*, 34, 3, 363-367.
- [172] Matsushita, K., Okamoto, T. ve Okamoto, T., 1985. Effects of manganese and ageing on martensitic transformation of Cu-Al-Mn alloys, *Journal of Materials Science*, 20, 2, 689-699.
- [173] Ahlers, M., 1986. Martensite and equilibrium phases in Cu Zn and Cu Zn Al alloys, *Progress in Materials Science*, 30, 3, 135-186.
- [174] Haworth, J. ve Hume-Rothery, W., 1952. The effect of four transition metals on the α/β brass type of equilibrium, *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science*, 43, 341, 613-629.
- [175] Olson, G. ve Cohen, M., 1975. Thermoelastic behavior in martensitic transformations, *Scripta Metallurgica*, 9, 11, 1247-1254.
- [176] Caneiro, A. ve Chandrasekaran, M., 1988. Thermoelastic martensitic transformation in β Cu-Zn-Al studied by density changes, *Scripta Metallurgica*, 22, 11, 1797-1800.
- [177] Saule, F., Ahlers, M., Kropff, F. ve Rivero, E., 1992. The martensitic phases and their stability in Cu Zn and Cu Zn Al alloys—IV. The influence of lattice parameter changes and evaluation of phase stabilities, *Acta Metallurgica et Materialia*, 40, 12, 3229-3238.
- [178] Nakamura, F., Kusui, J., Shimizu, Y. ve Takamura, J.-i., 1980. Martensitic Transformation and the Ageing Effect in Cu-Al-Ni Alloys, *Journal of the Japan Institute of Metals*, 44, 11, 1302-1311.
- [179] Planes, A., Macqueron, J., Rapacioli, R. ve Guénin, G., 1990. Martensitic transformation quenching effects in Cu-Zn-Al shape-memory alloys, *Philosophical Magazine A*, 61, 2, 221-231.
- [180] del Castillo, C. L., Mellor, B., Blazquez, M. ve Gomez, C., 1987. The influence of composition and grain size on the martensitic transformation temperatures of Cu Al Mn shape memory alloys, *Scripta Metallurgica*, 21, 12, 1711-1716.
- [181] Ozkul, I., Aldas, K. ve Canbay, C. A., 2015. Investigation of the effects of aging on phase transformation of Cu-Al-Mn shape memory alloys, *Journal of The Balkan Tribological Association*, 21, 4, 887-896.
- [182] Ozkul, I. ve Aldas, K., 2016. Determination of the transformation temperatures of aged and low manganese rated Cu–Al–Mn shape memory alloys, *Journal of the Balkan Tribological Association*, 22, 1, 455-464.
- [183] Chen, J., Li, Z. ve Zhao, Y., 2009. A high-working-temperature CuAlMnZr shape memory alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 480, 2, 481-484.
- [184] Abu Arab, A. ve Ahlers, M., 1988. The stabilization of martensite in Cu–Zn–Al alloys, *Acta metall*, 36, 9, 2627-38.

- [185] Zhou, L., Ming-pu, W., Ling-fei, C., Yu-chang, S. ve Gen-ying, X., 2002. Crystal structure and thermal stability of martensite in Cu-24Al-3Mn alloy, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 12, 1, 6-10.
- [186] Jiao, Y.-q., Wen, Y.-h., Ning, L., He, J.-q. ve Jin, T., 2009. Effect of environmental temperature on damping capacity of Cu-Al-Mn alloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 19, 3, 616-619.
- [187] Amini, R., Mousavizad, S., Abdollahpour, H., Ghaffari, M., Alizadeh, M. ve Okay, A. K., 2013. Structural and microstructural phase evolution during mechano-synthesis of nanocrystalline/amorphous CuAlMn alloy powders, Advanced Powder Technology, 24, 6, 1048-1053.
- [188] Pourkhorshidi, S., Parvin, N., Kenevisi, M., Naeimi, M. ve Khaniki, H. E., 2012. A study on the microstructure and properties of Cu-based shape memory alloy produced by hot extrusion of mechanically alloyed powders, Materials Science and Engineering: A, 556, 658-663.
- [189] Eşkil, M., 2000. Şekil Hatırlamalı CuZnAl alaşımlarında soğutma hızı etkileri ve çökelti kinetikleri, Yüksek lisans tezi, Fırat üniversitesi, Fen bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- URL-1 < https://tr.wikipedia.org/wiki/Taramalı_elektron_mikroskobu >, alındığı tarih: 17.02.2016.
- URL-2 < <https://www.perkinelmer.com> >, alındığı tarih: 17.02.2016.
- URL-3 < https://tr.wikipedia.org/wiki/X_ışını_kristalografisi >, alındığı tarih: 17.02.2016.

ÖZGEÇMİŞ

Adı ve Soyadı : İSKENDER ÖZKUL
Doğum Tarihi ve Yeri : 1981 ADANA
E-Posta Adresi : iskender@aksaray.edu.tr

EĞİTİM BİLGİLERİ (Kurum ve Yıl)

Lisans : Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi,
Talaşlı Üretim Öğretmenliği, 1999-2003
Aksaray Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi,
Makine Mühendisliği, 2013-2014
Yüksek Lisans : Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü,
Endüstriyel Teknoloji Eğitimi A.B.D., 2009-2012
Doktora : Aksaray Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü,
Makine Mühendisliği A.B.D., 2012-2016

TEZDEN ÜRETİLEN YAYINLAR, SUNUMLAR

1. Aldas, K. ve Ozkul, I., 2016. Determination of the transformation temperatures of aged and low manganese rated Cu–Al-Mn shape memory alloys, Journal of the Balkan Tribological Association, 22, 1, 56-66.
2. Aldas, K., Ozkul, I. ve Canbay, C.A., 2015. Investigation of the effects of aging on phase transformation of Cu-Al-Mn shape memory alloys, Journal of the Balkan Tribological Association, 21, 4, 887-896.
3. Eşkil, M., Aldas, K. ve Özkul, İ., 2015. Prediction of Thermodynamic Equilibrium Temperature of Cu-Based Shape-Memory Smart Materials, Metallurgical and Materials Transactions A, 46, 1, 134-142.

4. Eskil, M., Aldaş, K. ve Özkul, İ., 2015. A prediction study on M_f temperature of Cu based shape memory alloy by using genetic programming, The Proceedings of Second International Iron and Steel Symposium, Karabük, Türkiye.
5. Eskil, M., Aldaş, K. ve Özkul, İ., 2015. Investigation of M_s temperature of copper based shape memory alloys by using genetic programming, The Proceedings of Second International Iron and Steel Symposium, Karabük, Türkiye.
6. Aldas, K., Eskil, M. ve Özkul, İ., 2014. Prediction of A_f temperature for copper based shape memory alloys. Indian Journal of Engineering and Materials Sciences, 21, 4, 429-437.

