



**Ni-Mn-Sn ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN TERMAL VE
ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Sevim DAĞ

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
FİZİK ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

EYLÜL 2019

Sevim DAĞ tarafından hazırlanan “Ni-Mn-Sn ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN TERMAL VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Fizik Ana Bilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Yıldırım AYDOĞDU

Fizik Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.



Başkan: Prof. Dr. Elif ORHAN

Fizik Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

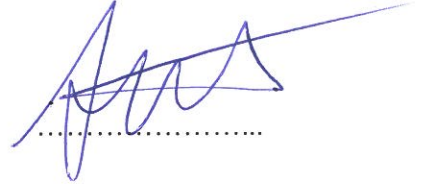
Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.



Üye: Prof. Dr. Abdullah YILDIZ

Enerji Sistemleri Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Ankara Yıldırım Beyazıt Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.



Tez Savunma Tarihi: 20/09/2019

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....

Prof. Dr. Sena YAŞYERLİ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Sevim DAĞ

20/09/2019

Ni-Mn-Sn ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN TERMAL VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Sevim DAĞ

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Eylül 2019

ÖZET

Bu çalışmanın amacı, atomikçe $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ kompozisyonuna sahip şekil hafızalı alaşımın termal ve elektriksel özelliklerinin araştırılması ve alaşımın yapısında, ısıtma işlemi ve bu işlem süresinin etkisiyle meydana gelebilecek değişikliklerin incelenmesidir. Ark ergitme yöntemi ile ingot halinde üretilen alaşım yüksek saflıktaki argon atmosferi altında 900°C 'de 17 saat ısıtma işlemine tabi tutularak tuzlu-buzlu suda ani soğutuldu. Alaşım fiziksel ölçümlerde kullanılmak üzere küçük parçalar halinde kesildi. Alaşımın atomikçe ve ağırlıkça yüzde oranlarını bulmak için SEM-EDS analizleri yapıldı. Metalografik metotlar incelendi. X-ışını kırınım deseninden alaşımın pik noktaları belirlenmiş ve kristal yapı analizi yapılmıştır. TG/DTA ve DSC ölçümleri yapılarak faz dönüşüm sıcaklıkları, entalpi değişimleri incelenmiştir. Aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. Bulunan sonuçlar elektriksel ölçüm sonuçları ile desteklenmiştir.

Bilim Kodu : 20210

Anahtar Kelimeler : Ni-Mn-Sn şekil hafızalı alaşımı, martensitik faz dönüşümü, dönüşüm sıcaklıkları, aktivasyon enerjisi

Sayfa Adedi : 63

Danışman : Prof. Dr. Yıldırım AYDOĞDU

INVESTIGATION OF THERMAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF Ni-Mn-Sn
SHAPE MEMORY ALLOYS

(M. Sc. Thesis)

Sevim DAĞ

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

September 2019

ABSTRACT

The aim of this study is to investigate the thermal and electrical properties of the shape memory alloy with atomic $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ composition and to investigate the changes in the structure of the alloy due to heat treatment and the effect of this process time. The alloy produced as an ingot by arc melting method was subjected to heat treatment at 900°C for 17 hours under high purity argon atmosphere and cooled in brine-ice water. The alloy was cut into small pieces for use in physical measurements. SEM-EDS analyzes were performed to find the atomic and weight percent ratios of the alloy. Metallographic methods were examined. The peaks of the alloy were determined from the X-ray diffraction pattern and crystal structure analysis was performed. TG/DTA and DSC measurements were performed and phase transformation temperatures and enthalpy changes were investigated. Activation energies were calculated. The results were supported by electrical measurement results.

Science Code : 20210

Key Words : Ni-Mn-Sn shape memory alloy, martensitic phase transformation, transformation temperatures, activation energy

Page Number : 63

Supervisor : Prof. Dr. Yıldırım AYDOĞDU

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının meydana gelme sürecinde çok büyük emekleri olan, maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen, bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım saygı değer hocalarım Prof. Dr. Yıldırım AYDOĞDU ve Prof. Dr. Ayşe AYDOĞDU'ya teşekkürü bir borç bilirim.

Deneysel çalışmalarda bana her zaman yardımcı olan Doktora öğrencisi sevgili arkadaşım Gökhan KILIÇ'a çok teşekkür ederim.

Her zaman yanımda olan, bana destek veren ve emeklerini asla ödeyemeyeceğim ailem ve sevgili eşime sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez, Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) tarafından TÜBİTAK 113F234 nolu proje kapsamında ve Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri (BAP) tarafından 05/2018-04 nolu proje kapsamında desteklenmiştir.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xii
RESİMLERİN LİSTESİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xv
1. GİRİŞ.....	1
2. MARTENSİTİK FAZ DÖNÜŞÜMÜ	3
2.1. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği	4
2.1.1. Zamana bağımlılık	6
2.1.2. Sıcaklığa bağımlılık	6
2.2. Termoelastik Martensitik Dönüşümler	6
2.3. Atermal ve İzotermal Martensitik Dönüşümler	7
3. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTALOGRAFİSİ	9
3.1. Şekil Hafıza Olayı ve Mekanizması.....	9
3.1.1. Tek yönlü şekil hafıza olayı	10
3.1.2. Çift yönlü şekil hafıza olayı	11
3.2. Süper Örgüler	13
3.3. Martensitik Dönüşümün Kristalografisi.....	14
3.4. Ni-Mn-Sn Alaşımlarında Faz Diyagramı.....	16
3.5. Elektron Konsatrasyonu	17

	Sayfa
4. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMÜN TERMODİNAMİĞİ	19
4.1. Soğutma Hızının Dönüşüm Sıcaklıklarına Etkisi	21
4.2. Şekil Hafızalı Alaşımlarda Direncin Sıcaklıkla Değişimi	22
5. MATERYAL VE METOT	23
5.1. SEM-EDS Analizleri.....	25
5.2. X-Işını Kırınım (XRD) Analizleri.....	25
5.3. Termal Analiz Metotları.....	26
5.4. Aktivasyon Enerjisi Hesaplama Metotları	28
5.5. Metalografik Gözlemler	29
5.6. Elektriksel Direnç Ölçümleri	29
6. ARAŞTIRMA BULGULARI	31
6.1. SEM-EDS Analiz Sonuçları.....	31
6.2. X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları.....	35
6.3. Termal Analiz Ölçüm Sonuçları	36
6.3.1. 300 °C’de 60 dakikada ısıtıl işlem uygulanmış hava ortamında ve suda soğutulmuş Ni ₅₀ Mn ₃₉ Sn ₁₁ alaşımının DSC analizleri.....	37
6.3.2. 300 °C’de 120 dakikada ısıtıl işlem uygulanmış hava ortamında ve suda soğutulmuş Ni ₅₀ Mn ₃₉ Sn ₁₁ alaşımının DSC analizleri.....	40
6.3.3. 300 °C’de 180 dakikada ısıtıl işlem uygulanmış hava ortamında ve suda soğutulmuş Ni ₅₀ Mn ₃₉ Sn ₁₁ alaşımının DSC analizleri	42
6.3.4. 300 °C’de 240 dakikada ısıtıl işlem uygulanmış hava ortamında ve suda soğutulmuş Ni ₅₀ Mn ₃₉ Sn ₁₁ alaşımının DSC analizleri.....	44
6.4. Aktivasyon Enerjisi Hesaplamaları.....	45
6.5. Metalografik Gözlem Sonuçları.....	49
6.6. Elektriksel Direnç Ölçüm Sonuçları	51
7. SONUÇ VE ÖNERİLER	55

Sayfa

KAYNAKLAR 57

ÖZGEÇMİŞ 63

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 5.1. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımlarının alaşım oranları.....	23
Çizelge 6.1. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının belirlenen alaşım oranları ile EDS analiz sonucunda bulunan alaşım oranları.....	31
Çizelge 6.2. Isıl işlem uygulanmamış $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25°C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri	37
Çizelge 6.3. 300 °C’de 60 dakika ısıl işlem uygulanmış ve hava ortamında soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri	39
Çizelge 6.4. 300 °C’de 60 dakika ısıl işlem uygulanmış ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri.....	39
Çizelge 6.5. 300 °C’de 120 dakika ısıl işlem uygulanmış ve hava ortamında soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri	41
Çizelge 6.6. 300 °C’de 120 dakika ısıl işlem uygulanmış ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri.....	42
Çizelge 6.7. 300 °C’de 180 dakika ısıl işlem uygulanmış ve hava ortamında soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri	43
Çizelge 6.8. 300 °C’de 180 dakika ısıl işlem uygulanmış ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri.....	43
Çizelge 6.9. 300 °C’de 240 dakika ısıl işlem uygulanmış ve hava ortamında soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri	45

Çizelge	Sayfa
Çizelge 6.10. 300 °C’de 240 dakika ısıtıl işlem uygulanmış ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri	45
Çizelge 6.11. Farklı ısıtıl işlemli ve farklı soğutma uygulanmış $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının Kissenger ve Ozawa eğrilerinden hesaplanan martensit-austenit geçişin aktivasyon enerjisi değerleri	49

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Şekil hafızalı alaşımlarda martensitik faz dönüşümü	3
Şekil 2.2. Austenit ve martensit yapı arasındaki sınırlı şekil değişimi a) Yüzey kabartısı b) Bozulma çizgisinin kırılması	5
Şekil 2.3. Martensitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişimi.....	5
Şekil 2.4. Termoelastik olan (AuCd) ve termoelastik olmayan (FeNi) martensitik dönüşümlerinin histerezis eğrilerinin karşılaştırılması.....	7
Şekil 2.5. Austenit ve martensit yapı arasındaki izotermal dönüşüm	8
Şekil 3.1. Şekil hafıza olayı ve mekanizması	10
Şekil 3.2. Tek yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi	11
Şekil 3.3. Çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi	12
Şekil 3.4. Şekil hafıza olayına sahip düzenli kristal yapıların birim hücreleri a) CsCl tipi yapı b) Fe ₃ Al tipi yapı c) Cu ₂ MnAl tipi yapı.....	14
Şekil 3.5. Bain modeline göre fcc yapının bcc yapıya dönüşümü (a) fcc birim hücresi (b) bct birim hücresi.....	15
Şekil 3.6. Bcc→ortorombik dönüşümü için temel örgü bağımlılığı (b ve c indisleri sırasıyla bcc ve ortorombik yapılara aittir.).....	15
Şekil 3.7. Ni-Mn-Sn üçlü faz diyagramı.....	17
Şekil 4.1. Austenit ve martensit fazın kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ile ilişkisi	19
Şekil 4.2. Şekil hafızalı alaşımların elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi	22
Şekil 5.1. DSC eğrisinden A _s ve A _f dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi.	27
Şekil 6.1. Ni ₅₀ Mn ₃₉ Sn ₁₁ alaşımının farklı bölgelerinden alınan EDS analiz sonuçları	35
Şekil 6.2. Ni ₅₀ Mn ₃₉ Sn ₁₁ alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı	36

Şekil	Sayfa
Şekil 6.3. Isıl işlem uygulanmamış $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrisi.....	37
Şekil 6.4. 300 °C’de 60 dakika ısıl işlem uygulanmış, hava ortamında ve suda soğutulan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrileri.....	38
Şekil 6.5. 300 °C’de 120 dakika ısıl işlem uygulanmış, hava ortamında ve suda soğutulan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrileri.....	41
Şekil 6.6. 300 °C’de 180 dakika ısıl işlem uygulanmış, hava ortamında ve suda soğutulan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrileri.....	43
Şekil 6.7. 300 °C’de 240 dakika ısıl işlem uygulanmış, hava ortamında ve suda soğutulan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrileri.....	44
Şekil 6.8. Isıl işlem uygulanmayan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının Kissenger eğrisi.....	46
Şekil 6.9. Isıl işlem uygulanmayan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının Ozawa eğrisi.....	46
Şekil 6.10. 300 °C de 60, 120, 180 ve 240 dakika ısıl işlem uygulanarak hava ortamında soğutulan alaşımların Kissenger eğrileri	47
Şekil 6.11. 300 °C de 60, 120, 180 ve 240 dakika ısıl işlem uygulanarak hava ortamında soğutulan alaşımların Ozawa eğrileri	47
Şekil 6.12. 300 °C de 60, 120, 180 ve 240 dakika ısıl işlem uygulanarak suda soğutulan alaşımların Kissenger eğrileri.....	48
Şekil 6.13. 300 °C de 60, 120, 180 ve 240 dakika ısıl işlem uygulanarak suda soğutulan alaşımların Ozawa eğrisi	48
Şekil 6.14. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 5 °C/dak. tarama hızında alınan direnç değişim grafikleri.....	52
Şekil 6.15. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10 °C/dak. tarama hızında alınan direnç değişim grafikleri.....	52
Şekil 6.16. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 15 °C/dak. tarama hızında alınan direnç değişim grafikleri.....	53
Şekil 6.17. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 20 °C/dak. tarama hızında alınan direnç değişim grafikleri.....	53

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 5.1. Ark ergitme sistemi ve numune haznesi	24
Resim 5.2. İngot halindeki $Ni_{50}Mn_{39}Sn_{11}$ alaşımı	24
Resim 5.3. Mikro metal kesme cihazı.....	24
Resim 5.4. LEO-EVO 40 taramalı elektron mikroskobu ve Bruker-125 eV Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy ünitesi	25
Resim 5.5. Rigaku RadB-DMAX XRD Cihazı.....	26
Resim 5.6. Perkin Elmer Pyris 6 DSC ve simultane SEIKO EXSTAR SII TG/DTA 6300	27
Resim 5.7. Dört kontak noktası metodu bağlantısı görüntüsü.....	30
Resim 5.8. Elektriksel ölçüm sistemi (Keithley 2400 akım kaynağı/gerilim ölçüm sistemi ve Lake-Shore 336 sıcaklık)	30
Resim 6.1. $Ni_{50}Mn_{39}Sn_{11}$ alaşımının SEM görüntüsü	32
Resim 6.2. $Ni_{50}Mn_{39}Sn_{11}$ alaşımının yüzey mikrografları	51

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
A_f	Austenit bitiş sıcaklığı
A_{max}	Austenit dönüşümün olduğu maksimum sıcaklık
A_s	Austenit başlama sıcaklığı
bcc	Cisim merkezli kübik yapı
bct	Cisim merkezli tetragonal yapı
E_a	Aktivasyon enerjisi
fcc	Yüz merkezli kübik yapı
hcp	Sıkı paket hekzagonal yapı
M_f	Martensit bitiş sıcaklığı
M_{max}	Martensit dönüşümün olduğu maksimum sıcaklık
M_s	Martensit başlama sıcaklığı
R	Gaz sabiti
T	Sıcaklık
T_0	Denge sıcaklığı
T_m	Maksimum pik sıcaklığı
α	Isıtma ve soğutma hızı
β	e/a ~1,5 olan süper örgülü kübik austenit faz
β_1	DO3 türü ana faz yapısı (bcc)
β_2	B2 türü ana faz yapısı (bcc)
$\Delta H_{A \rightarrow M}$	Austenit-martensit entalpi değişimi
$\Delta H_{M \rightarrow A}$	Martensit-austenit entalpi değişimi
$\Delta S_{M \rightarrow A}$	Martensit-austenit entropi değişimi

Kısaltmalar	Açıklamalar
DSC	Diferansiyel tarama kalorimetresi
DTA	Diferansiyel termal analiz

EDS	Enerji dağılım spektrumu
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
TGA	Termogravimetrik analiz
XRD	X-ışını toz kırınımı

1. GİRİŞ

Teknolojik gelişmelere paralel olarak yeni tür teknolojik malzemeler üretmeye ve geliştirmeye ihtiyaç duyulduğu günümüzde, geniş uygulama alanına sahip şekil hafızalı malzemeler önem kazanmaktadır. Şekil hafızalı malzemeler sıcaklık, basınç, elektriksel ve manyetik alan gibi dışarıdan etki eden durumlara tepki veren ve bu tepkilerin geri alındığı malzemelerdir [1,2]. Şekil hafızalı alaşımlar, ısı bir işlem ile veya mekanik bir zorlama ile şeklini değiştirme sonucunda yani orijinal şekline geri dönebilme özelliğine sahip malzemelerdir. Şekil hafızalı alaşımlar, sahip oldukları şekil hafıza etkisi sayesinde endüstriyel ve tıbbi alanlarda yaygın bir kullanım potansiyeline sahiptir [3].

Şekil hafızalı alaşımların temel karakteristiği, kritik dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde iki farklı kristal yapısına sahip olmalarıdır [4]. Alaşım kritik sıcaklığın altındaki sıcaklıklarda martensit, kritik sıcaklığın üstündeki sıcaklıklarda austenit yapıdadır. Bu özellik mikro ve makro yapılar arasındaki faz dönüşümleriyle ilgilidir. Difüzyonsuz olarak gerçekleşen faz dönüşümü, ilk olarak Alman metalurjist Adolf Martens tarafından demir bazlı alaşımlarda gözlenmiştir. Bu sebeple martensitik dönüşüm, demir bazlı alaşımların yanı sıra geniş çapta soy metal bakır bazlı alaşımlarda ve metalik özellik taşımayan malzemelerde gözlenmiştir [5-7].

Şekil hafıza etkisi ilk olarak 1932 yılında Chang ve Read tarafından altın-kadmiyum (Au-Cd) alaşımlarında, 1938 yılında Greninger ve Mooradian tarafından pirinç (CuZn) malzemede gözlemlenmiştir. En son biline ve en yaygın kullanılan alaşım ise 1963'te Buehler ve arkadaşları tarafından ABD Donanma Silah Laboratuvarında eş atomlu Ni-Ti alaşımlarında şekil hafıza etkisi belirlenmiştir. Bu malzemenin bu laboratuvarda bulunması nedeniyle NİTİNOL adıyla patentleşmiştir [8]. Burada düşük sıcaklıktaki alaşımı deforme edip sıcaklığı arttırıp alaşımın orijinal haline geri döndüğünü gözlemlediler. Bu durum, alışılmış plastik deformasyon için büyük ilgi çekicidir [9,10].

Günümüzde şekil hafızalı alaşımların yeni özellikleri ve yeni uygulama alanları için çalışmalar hızla devam etmektedir.

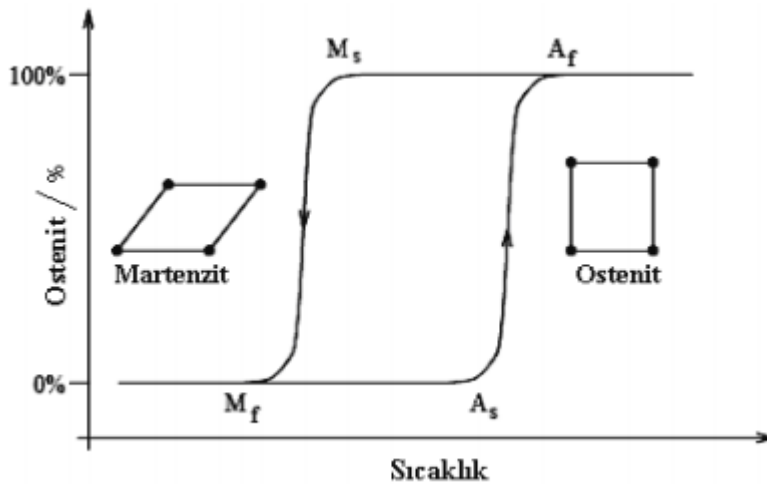
Bu çalışma ve araştırmada, Ni-Mn-Sn alaşımı ark ergitme yöntemi ile elde edildi. Bu alaşımdan küçük parçalar halinde numuneler kesilerek alaşımın yapısında meydana gelen değişimler ve mikro yapılar incelendi. EDS ile döküm sonrası alaşım oranları belirlendi. XRD ile yapısal özellikleri incelendi. Parçalar halinde kesilen numuneler belirli ısı işlemlere tabi tutularak alaşımların düzenli ve düzensiz faz geçişleri ve bu fazların meydana geldiği sıcaklıklar belirlendi. Elementlerin alaşımdaki % ağırlık oranına bağlı olarak değişim gösteren martensit ve austenit dönüşüm sıcaklıkları Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) tekniği ile belirlenerek şekil hafıza olayı incelendi. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ölçümleri araştırıldı. Elektriksel direnç-sıcaklık ölçümleri ile alaşımın dönüşüm mekanizması belirlendi.

2. MARTENSİTİK FAZ DÖNÜŞÜMÜ

Martensit terimi, ilk olarak Adolf Martens tarafından su verilmiş çeliklerin içyapısında gözlemlenmiştir. Martensitik faz dönüşümü, yüksek sıcaklık fazı olan austenit fazın, düşük sıcaklık fazı olan martensit faza dönüşümü olarak açıklanır.

Martensitik faz dönüşümü, metal ve alaşım atomlarının difüzyonlu bir oluşum ile yer değiştiremeyecek kadar hızlı bir şekilde soğutulup veya ısıtıldıklarında difüzyonsuz faz dönüşümü göstermeleridir [11]. Difüzyonsuz faz dönüşümü, metal veya metal alaşımlarında, metaller veya alaşımlar yüksek sıcaklık fazında bulunurken dışarıdan sıcaklık, manyetik alan, zor gibi etkilerin ayrı ayrı veya bir arada uygulanması ile düşük sıcaklıkta yeni bir yapıya dönüşmesidir. Martensit dönüşümde dönüşümün öncesindeki ve sonrasındaki atomik komşuluklar aynı kalır. Yani dönüşümün öncesindeki ve sonrasındaki bölgelerin kristal yapıları değişir, fakat maddenin kompozisyonu değişmez [6,7,12-14].

Her alaşımın martensit fazdan austenit faza, austenit fazdan martensit faza geçişi bir histerezis çevrim gösterecek şekilde farklı sıcaklıklarda oluşur. Bu histerezis çevrim de her alaşım için farklıdır. Şekil 2.1’de bu histerezis üzerinde alaşımın ani soğutulması martensit yapının başlangıcı M_s martensit dönüşümünün tamamlanması M_f ile alaşımın sıcaklığının tekrar arttırılması durumunda austenit yapının başlangıcı A_s ve austenit yapının tamamlanması A_f ile gösterilmektedir [15].



Şekil 2.1. Şekil hafızalı alaşımlarda martensit-austenit faz dönüşümü [16]

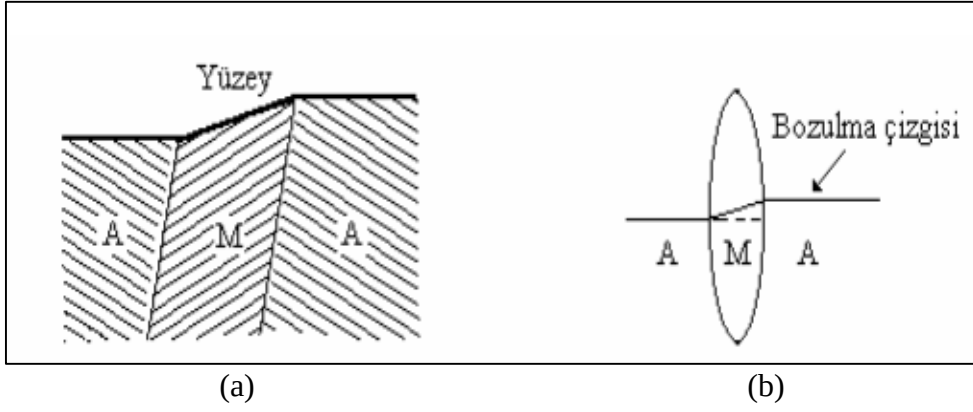
2.1. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği

Martensitik dönüşüm basitçe tarif edilecek olursa, kesme deformasyonunu ve atomların birlikte hareketini içine alan bir örgü dönüşümü olarak tanımlanır [17].

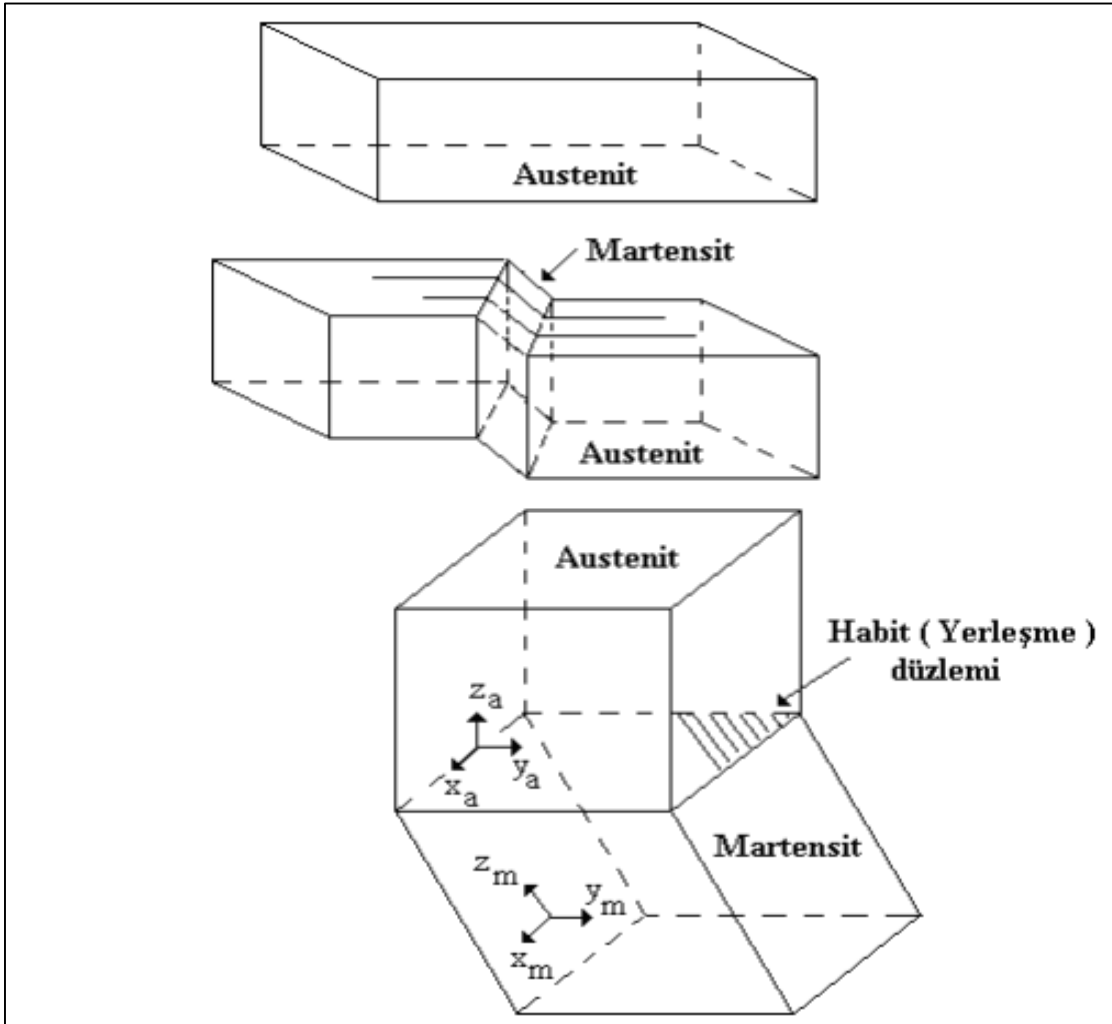
Martensitik dönüşümün genel özellikleri şu başlıklar altında özetlenebilir [18];

- i. Martensitik faz, ara bir katı çözeltidir.
- ii. Bir kristaldeki dönüşüm öncesindeki atomların komşulukları dönüşüm sonrasında korunur. Bu nedenle martensitik dönüşümler difüzyonsuzdur.
- iii. Dönüşüm, sınırlı bir şekil değişikliği ile oluşur. Austenit faz durumundaki numune düzeltilip parlatıldıktan sonra sıcaklığı düşürülürse, yüzey üzerinde meydana gelen martensit fazlı bazı bölgeler Şekil 2.2.a'da görüldüğü gibi kabartılar şeklinde gözlenir. Şekil 2.2.b'de görüldüğü gibi austenit yapı ile martensit yapı arasındaki sınırdaki bozulma çizgisi ortaya çıkar. Martensitik dönüşümlere eşlik eden şekil değişiklikleri şekil hafıza olayında önemli rol oynar.
- iv. Martensit bir kristalin belirli bir yerleşme düzlemi (habit plane) vardır. Bu düzlem ana faz ile ürün fazı birbirinden ayıran ve martensitik dönüşümde bozulmamış olarak kalan düzlemdir. Şekil 2.3'te görüldüğü gibi yerleşme düzlemi değişmez bir düzlemdir ve bu düzlem arasındaki doğrultular bozulmamıştır.
- v. Austenit ve martensit fazların sahip oldukları kristal örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı vardır.
- vi. Dönüşüm oluşurken kristal yapı kusurları da oluşabilir.

Martensitik dönüşümde bir ara yüzeyin atomik olarak düzenli ve hızlı ilerleyerek büyümesi ile ürün faz oluşur. Böyle bir ara yüzey hareketi, ürün yapının çabuk oluşmasına yardım eden dislokasyonları kapsar [19]. Ara yüzeyin büyümesi ile düz bir yüzeyde kabartılar şeklinde değişimlere yol açar. Martensitik dönüşümlerde gözlenen yüzey kabartıları makroskobik olarak ortaya çıkan en belirgin özelliktir [20].



Şekil 2.2. Austenit ve martensit yapı arasındaki sınırlı şekil değişimi. a) Yüzey kabartması, b) Bozulma çizgisinin kırılması [18]



Şekil 2.3. Martensitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişimi [18]

2.1.1. Zaman bağımlılık

Austenit fazdan martensit faza dönüşüm için soğuma, atomların ısıl aktivite ile yer değiştirmelerine imkân sağlayamayacak kadar hızlı gerçekleşmelidir. Bu ani soğuma hızı malzemenin sahip olduğu tane büyüklüğüne ve kimyasal bileşimine bağlıdır. Atomların hareketi, mekanik ikizlenmedeki atom hareketine benzerdir. Her atomun hareket mesafesi atomlar arası mesafeden azdır. Martensitin büyümesi gayet kolaydır. Kısacası martensitik dönüşüm, genel olarak sadece sıcaklığa ve bileşime bağlıdır. Zamandan da bağımsızdır [21].

2.1.2. Sıcaklığa bağımlılık

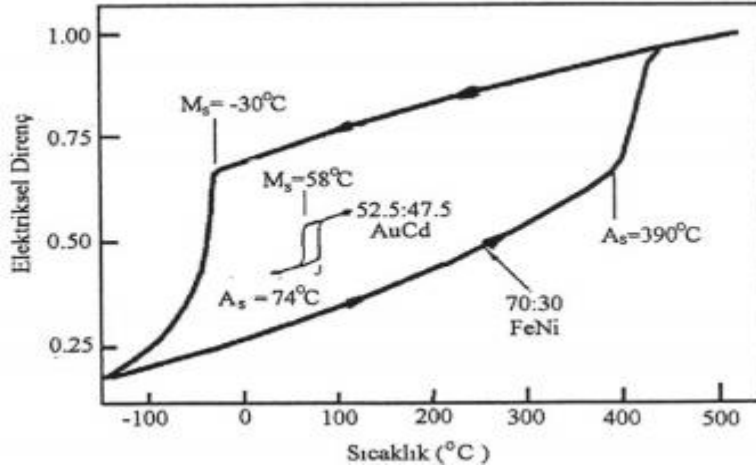
Martensitik dönüşüm sırasında, yer alan biçimsel değişiklik austenit fazda önemli ölçüde elastik deformasyona sebep olur. Bu deformasyon için gerekli olan enerji miktarı iki fazın serbest enerjileri arasındaki farktan kaynaklanır. Bu durumda dönüşüm, serbest enerji miktarındaki değişimin (veya itici gücün) büyük olması ile yani aşırı soğuma sağlanması ile gerçekleşir [21].

2.2. Termoelastik Martensitik Dönüşümler

Martensitik dönüşüm, termal etkiyle oluşum şekline göre termoelastik olan ve termoelastik olmayan dönüşümler olmak üzere iki şekilde incelenebilir [22]. Termoelastik martensitik dönüşümler dar histerezis aralıkları, hareketli ikiz ara yüzeyleri ve tersinir özellikleriyle karakterize edilirler. Termoelastik olmayan martensitik dönüşümler ise geniş histerezis aralıkları, serbestçe hareket edemeyen ara yüzeyleri ve tersinir olmayan özellikleriyle karakterize edilirler. Şekil hafızalı alaşımlar bu özelliklerinden dolayı termoelastik martensitik dönüşüm gösterirler [23].

Şekil 2.4'te Fe-%30Ni ve Au-%47,5Cd için, alaşımların martensitik ve tersinir dönüşümleri hakkında bilgi veren elektriksel iletkenliğin sıcaklığa karşı değişimi görülmektedir. FeNi alaşımında dönüşüm sıcaklığının histerezisi (A_s-M_s) çok geniş olup (yaklaşık 400°C), AuCd alaşımında bu genişlik oldukça küçüktür (sadece 15°C). Burada FeNi alaşımında dönüşümün gereksindiği kimyasal olmayan serbest enerji daha büyük, AuCd alaşımında ise oldukça küçüktür. Termoelastik dönüşümün oluşabilmesi için hem

ara yüzey enerjisi, hem de plastik olmayan deformasyon için duyulan enerji ihmal edilecek kadar küçük olmalıdır [17]. Bu sebeplerden dolayı FeNi alaşımı termoelastik olmayan bir martensit dönüşüm sergiler. AuCd alaşımı ise termoelastik martensit dönüşüm sergiler.



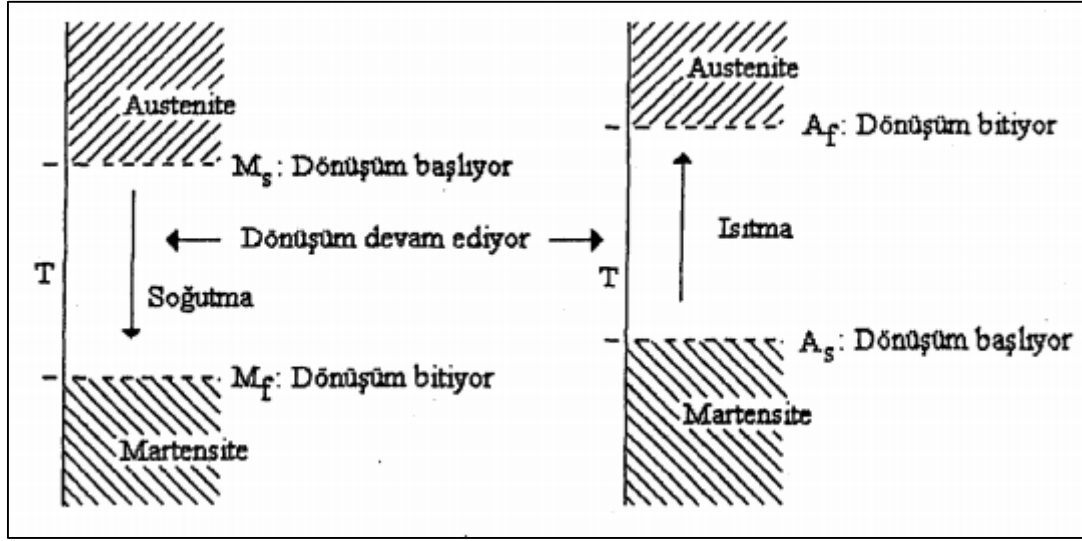
Şekil 2.4. Termoelastik olan (AuCd) ve termoelastik olmayan (FeNi) martensitik dönüşümlerinin histerezis eğrilerinin karşılaştırılması [17]

2.3. Atermal ve İzotermal Martensitik Dönüşümler

Martensitik dönüşümler atermal ve izotermal olmak üzere iki şekilde gerçekleşir. Martensit dönüşümlerin atermal ve izotermal olması alaşımın kimyasal bileşiminden bağımsızdır. Bu sebeple atermal ve izotermal dönüşümlerin her ikisi de aynı alaşım içinde gözlenebilir. Bu fazların dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm sonrası ürün faz yapıları birbirinden farklıdır [24].

Atermal dönüşümlerde austenit yapıdaki alaşımın sıcaklık değeri M_s değerinin altındaki sıcaklıklara düşürüldüğünde yapı tamamen martensit faza dönüşür. Yani reaksiyon oluşumu sadece sıcaklığın değişimine bağlıdır. Dönüşüm çok hızlı ve patlama reaksiyonu şeklinde gerçekleştiğinden dolayı şekil hafıza olayı gözlenemez [25, 26].

İzotermal dönüşümlerde austenit fazdaki alaşımın sıcaklığı, M_s sıcaklık değerine düşürüldüğünde austenit yapı içerisinde martensit yapı oluşmaya başlar ve M_f sıcaklığında dönüşüm tamamlanır. İzotermal dönüşümlerde çekirdeklenme zamana bağlıdır. İzotermal dönüşüm, belirli bir sıcaklık aralığında ikizlenme deformasyon türü ile gerçekleştiğinden dolayı bu dönüşüme sahip alaşımlarda şekil hafıza olayı gözlenir [25, 26].



Şekil 2.5. Austenit ve martensit yapı arasındaki izotermal dönüşüm [18]

3. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTALOGRAFİSİ

Düşük sıcaklıkta martensit yapıya sahip şekil hafızalı alaşımlar, uygun sıcaklığa kadar ısıtıldığında yüksek sıcaklık fazı olan austenit fazda deformasyon öncesi orijinal şeklini tekrar kazanmaktadır. Bu olaya şekil hatırlama olayı denir [27, 28]. Bu olay birçok metalik alaşım türünde görülür. Şekil hafıza olayı birinci mertebe faz geçişi ve yer değiştirme sonucunda oluşur [29].

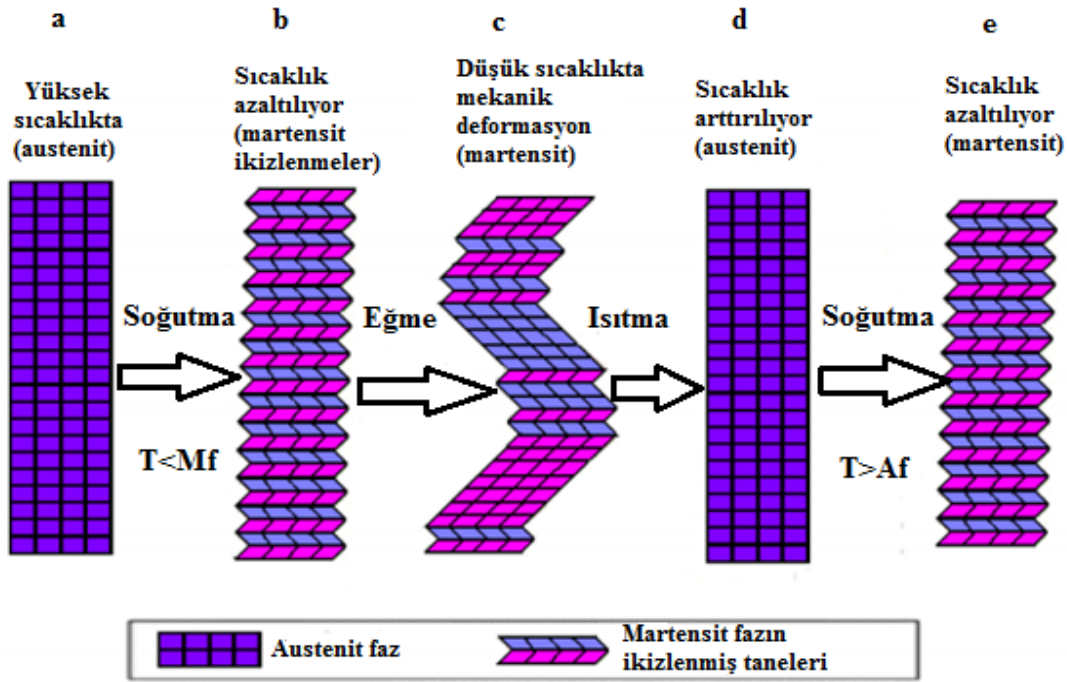
Şekil hafıza olayı temelde termoelastik matensitik dönüşüme bağlıdır. Şekil hafıza olayının gerçekleşmesi için gerekli durumlar aşağıdaki gibidir [30];

- i. Alaşım düzenli kristal yapıya ve süper örgüye sahiptir.
- ii. Genellikle ana faz bcc, martensit faz ise hcp yapıya sahip olur.
- iii. Martensit fazdaki uzamalar dislokasyonlar ile değil, ikiz oluşumları veya dizi kusurları ile ilgilidir.
- iv. Martensitik dönüşüm, azalan sıcaklıkla belli bir değere kadar termoelastik olarak ilerler.

3.1. Şekil Hafıza Olayı ve Mekanizması

Şekil hafıza olayı, elastik bir yayın mekaniksel davranışına benzetilebilir. Esneklik sınırları içerisinde L_0 boyundaki esnek bir yay bir kuvvet uygulanması durumunda yayın boyu L kadar olursa, daha sonra yay üzerindeki kuvvet kaldırılması ile yay eski boyunu (L_0) geri döner. Şekil hafıza olayını da buna benzetebiliriz. Martensitik dönüşüm tamamlandıktan sonra ($T < M_f$) numunenin deforme edilmesi ve daha sonra sıcaklığının yükseltilip austenit hale döndürülmesi ile numune austenit haldeki normal durumunu koruyorsa bu olaya şekil hafıza olayı denir [18].

Şekil hafıza olayı, Şekil 3.1'de şematik olarak gösterilebilir. Şekil 3.1.a'da ana faz olarak tek bir kristal yapı ele alınmıştır. Numune M_s 'den daha düşük sıcaklıklara soğutulduğu zaman martensit fazda iki farklı durum elde edilebilir. Numune A_f üzerindeki sıcaklıklara ısıtıldığı zaman her farklı durum Şekil 3.1.e'de görüldüğü gibi orijinal haline geri döner [31].

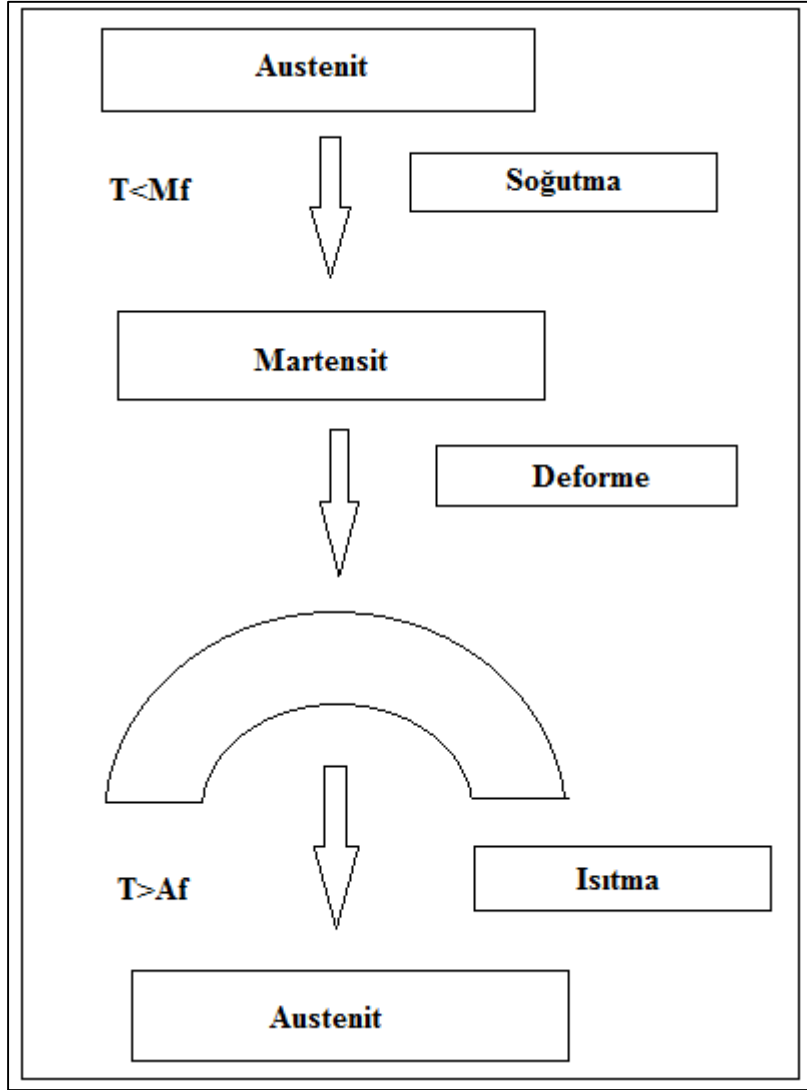


Şekil 3.1. Şekil hafıza olayı ve mekanizması [32]

3.1.1. Tek yönlü şekil hafıza olayı

Tek yönlü şekil hafıza olayında alaşım martensit bitiş sıcaklığının altındaki ($T < M_f$) bir sıcaklıkta deforme edilirse, uygulanan zorun kaldırılması halinde deformasyon öncesi şekline geri dönebilir. Kritik sıcaklık denilen austenit bitiş sıcaklığı (A_f) üzerindeki bir sıcaklık değerinde alaşım deformasyon öncesi ilk şeklini kazanır. Sıcaklığın tekrar M_f sıcaklığının altına düşürülmesi sonucunda alaşım deforme olmuş şekline döner. Martensit dönüşümü ve deformasyon öncesi orijinal faz yöneliminin ısıtma sonucunda tekrar elde edilebilmesi tek yönlü şekil hafıza olayının temel mekanizmasıdır [33]. Tek yönlü şekil hafıza olayı TiNb, NiTi, FeMnC, FePt, NiAl, CuZnSn gibi birçok alaşımlarda gözlenmektedir [34-36].

Tek yönlü şekil hafıza olayına tersinmez şekil hafıza olayı da denir. Şekil 3.2’de görüldüğü üzere austenit faz halinde çubuk şeklindeki alaşım soğutulurken martensit faza getirildiğinde şeklini değiştirmez. Fakat martensit haldeki çubuğun şekli değiştirilerek deformasyona uğrattılır. Daha sonra tekrar ısıtılırsa çubuk başlangıçtaki orijinal şeklini alarak Şekil 3.2’deki gibi austenit faza döner [18].



Şekil 3.2. Tek yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi

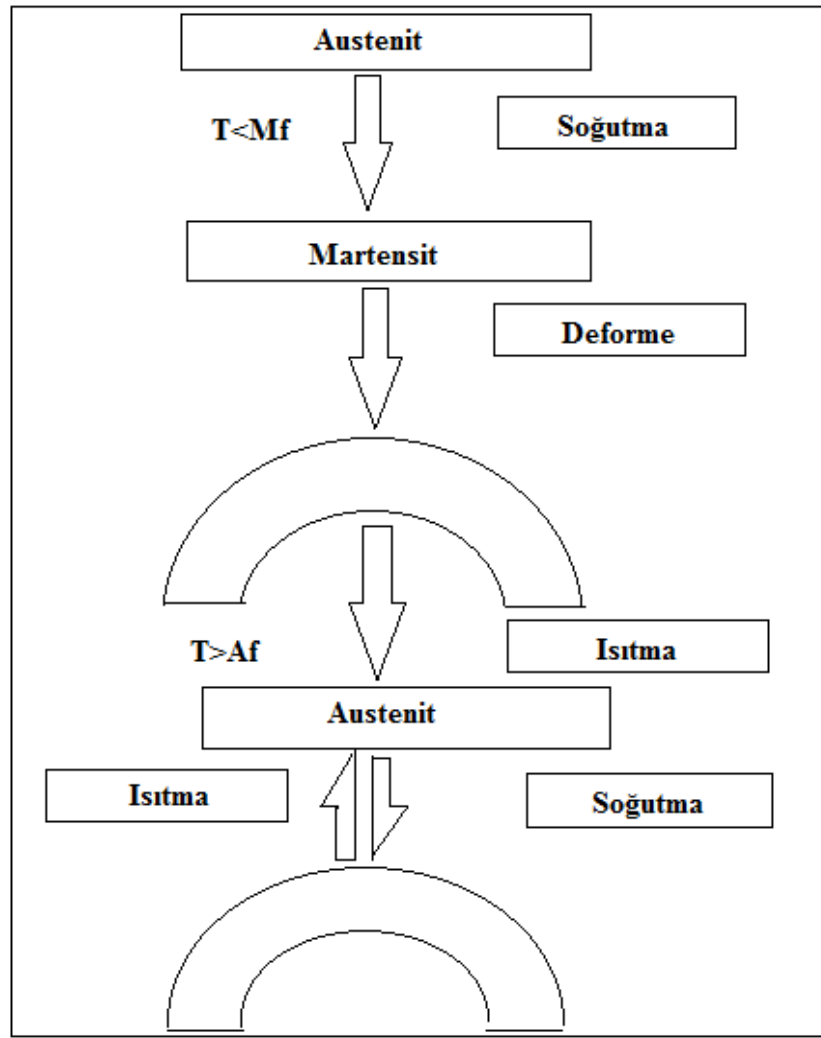
3.1.2. Çift yönlü şekil hafıza olayı

Şekil hafızalı alaşımlarda gözlenen martensit dönüşümleri uygulanan zor ve sıcaklık etkisine bağlı olarak çift yönlülük (tersinirlik) gösterirler. Tersinirlik nedeniyle bu alaşımlar diğer alaşımlardan farklı davranış gösterirler [37]. Tersinir şekil hafıza davranışı, maddenin yüksek ve düşük sıcaklıktaki şekillerini sadece sıcaklık etkisiyle dışarıdan bir etkiye ihtiyaç duyulmaksızın hatırlamasıdır [38].

Tersinir şekil hafıza olayının mekanizması Şekil 3.3'te gösterilmiştir. $T < M_f$ sıcaklığında tamamen martensitik fazdaki malzeme deformasyona tabi tutularak istenilen şekle getirilebilir. Yapılan bu plastik deformasyon sonucunda, uygulanan dış zorun

kaldırılmasıyla malzeme deformasyon sonrası şeklini korur. Deforme edilmiş malzemenin sıcaklığı $T > A_f$ 'ye çıkarılırsa plastik deformasyon yok olur ve malzeme deformasyon öncesi şekline geri döner. Malzemenin sıcaklığı tekrar $T < M_f$ sıcaklığına düşürülürse malzeme deforme edilmiş şekline geri döner. Bu da tersinir şekil hafıza olayının bir sonucudur [18].

Çift yönlü şekil hafıza etkisi alaşımlara eğitim yaptırılması ile elde edilir. Malzeme martensit fazda iken her defasında dışarıdan bir kuvvet ile deformasyona uğratılır ve tekrardan ısıtılır. Böylece belirli bir tekrardan (20-30 kez) sonra malzeme soğutulma durumunda da deforme edilmiş şekline kendiliğinden dönüşerek ısıtma ve soğutma ile şekil değiştirip tersinir şekil hafıza olayını kazanmış olur [14, 39, 40].



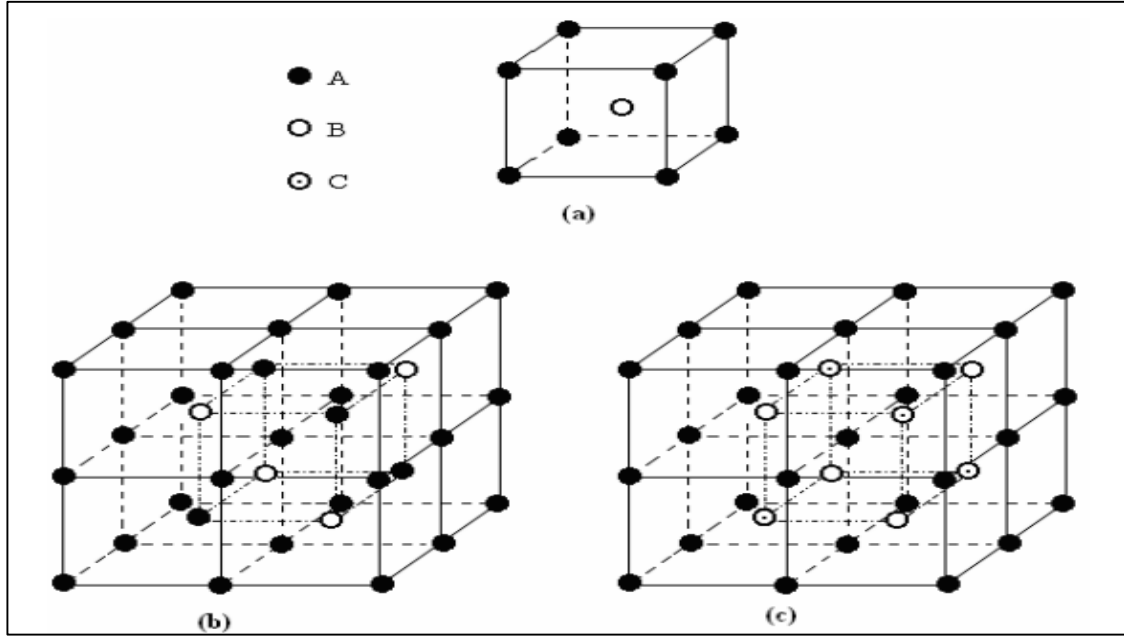
Şekil 3.3. Çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi

3.2. Süper Örgüler

Şekil hafıza olayı gösteren katıların birçoğu, yüksek sıcaklıkta düzensiz yapıda iken düşük sıcaklıklarda düzenli yapıya geçerler. Düzenli yapılarda atomlar belirli bir düzen dahilinde yerleşirler. Süper örgülü yapılar genellikle düşük sıcaklıklarda uzun periyotlu olabilir. AB ve AB₃ tipindeki alaşım kompozisyonları uzun periyotluluğa yatkındır [18].

Termoelastik martensitik dönüşümün meydana geldiği bütün şekil hafızalı alaşımlarda süper örgülerin temeli bcc yapılı örgülerdir. Bu örgüler aşağıdaki gibi sınıflandırılır:

- i. B2-Beta (β) brass tipi süper örgüler: Bu yapı iç içe girmiş iki basit kübik yapı olarak düşünülebilir. Yani bu yapının bazı iki atomludur. Bu süper örgüye CsCI tipi yapı da denir. Şekil 3.4.a'da görüldüğü üzere CI atomları küpün köşelerine yerleşirken, Cs atomları küpün merkezinde olacak şekilde dağılır. Bu tip süper örgülere şekil hafızalı alaşım sistemlerinde sık sık rastlanır. CsCI tipi B2 süper örgüsü 50:50 kompozisyon oranı ile sağlanır ve β_2 fazıyla temsil edilir. ZnCu, AuCd, AlNi, LiTi alaşımları buna örnek gösterilebilir [17, 41].
- ii. Fe₃Al yapı ve DO₃ tipi süper örgüler: Bu yapı normal bcc tipinde birim hücrelerle CsCI tipi hücrelerin periyodik olarak yan yana gelmesiyle oluşur. Bu yapıda, bcc alt yapının bütün örgü noktaları ile CsCI tipi alt yapının köşelerinde Fe atomları, CsCI yapının cisim merkezinde ise Al türü atomlar bulunur. DO₃ birim hücresini tanımlamak için bcc ve CsCI tipi dört hücreye ihtiyaç vardır. DO₃ tipi süper örgü 75:25 kompozisyon oranına sahip β_1 fazı ile temsil edilir. Bu örgünün birim hücresi Şekil 3.4.b'de görülmektedir. Bu süper örgünün en belirgin özelliği her bir atomun maksimum sayıda benzemeyen atomla çevrilmiş olmasıdır. Cu₃Al, BiLi₃ ve Fe₃Si gibi yapılar, DO₃ tipi süper örgülere sahip yapılardır [17, 18].
- iii. Cu₂MnAl yapı veya L2₁ tipi süper örgüler: Şekil 3.4.b'de görüldüğü gibi bu yapı köşelerinde Cu türü atomlar ve cisim merkezinde sırasıyla periyodik olarak Mn ve Al türü atomlar bulunan CsCI tipi birim hücrelerin yan yana gelmesiyle oluşur. Bu yapıda birim hücre tanımı için sekiz tane CsCI tipi hücreye ihtiyaç vardır. Cu₂NiAl, Cu₂MnSn gibi alaşımlar bu yapıya örnek oluşturur ve bu tip alaşımlar genellikle Heusler alaşımı olarak isimlendirilir [18].



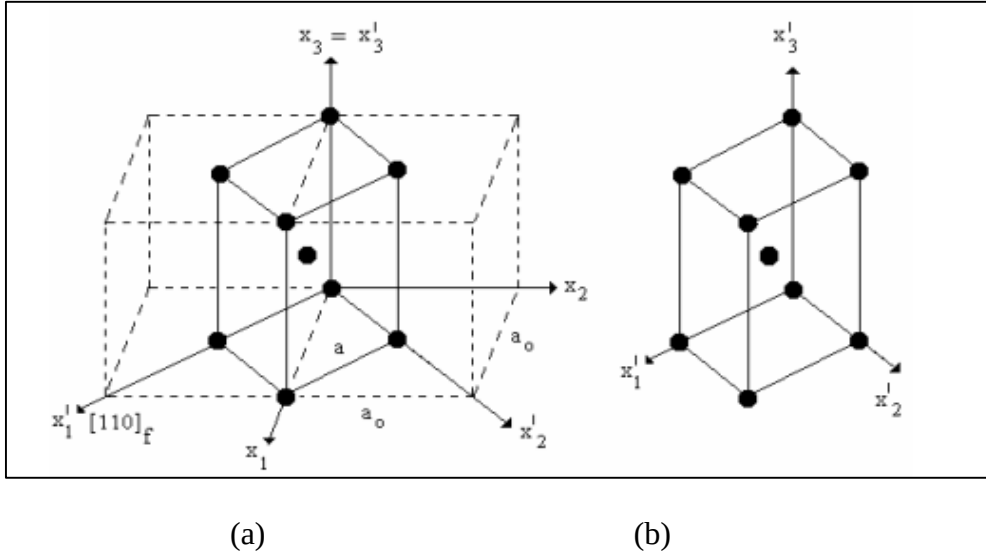
Şekil 3.4. Şekil hafıza olayına sahip düzenli kristal yapıların birim hücreleri. a) CsCl tipi yapı, b) Fe₃Al tipi yapı, c) Cu₂MnAl tipi yapı [18]

3.3. Martensitik Dönüşümün Kristalografisi

Martensitik dönüşüm, çok kısa bir sürede ve çok hızlı bir şekilde olduğundan dolayı oluşumu sırasında gözlenemez. Bu sebeple dönüşümün kristalografisi dönüşüm öncesi ve dönüşüm sonrası iki faza ait kristalografik yapılar incelenerek ortaya konulabilir [42].

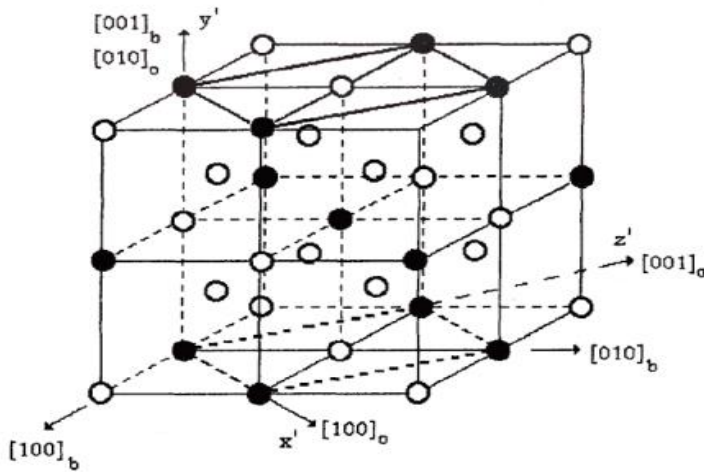
Martensitik dönüşüm kristalografik olarak ilk kez 1924'te Bain tarafından bir model ile açıklanmıştır. Bain, fcc→bcc geçişlerini açıklamak için ortaya koyduğu bu modelinde martensitik dönüşümde kristal yapının deformasyona uğradığını savunmuştur. Atomlar komşuluklarını değiştirmeden atomlar arası uzaklıkların değişmesi ile kristal yapı bcc veya bct yapıya dönüşebilir.

Fcc→bcc (bct) dönüşümü için Bain, Şekil 3.5'teki modeli ortaya koymuştur. Şekil 3.5'te görülen fcc kristal yapıya sahip atomlar arası uzaklıklar x'_1 , x'_2 eksenleri üzerinde belirli bir miktarda artarken x'_3 ekseninde aynı oranda azalarak bct hücreye dönüşebilir. Bu dönüşüm birim hücrenin hacminin değişmesine neden olur [42].



Şekil 3.5. Bain modeline göre fcc yapının bcc yapıya dönüşümü. (a) fcc birim hücresi, (b) bcc birim hücresi [42]

Bain modeli, farklı örgü deformasyonları dikkate alınarak bcc $\rightarrow$ ortorombik dönüşümüne de uygulanabilir. Bu dönüşümde sekiz bcc birim hücresi içerisinde bir ortorombik birim hücre seçilir. Bu dönüşüm Şekil 3.6'da gösterilmiştir. Burada elde edilen örgü daima ortorombiktir. Ancak süper örgü yapıları ve atom büyüklükleri etkisinden dolayı monoklinik olarak bozunabilir. Ortorombik birim hücrenin $\{001\}$ baz düzlemleri ana fazın $\{001\}_b$ düzlemlerinden üretilir [18].



Şekil 3.6. Bcc $\rightarrow$ ortorombik dönüşümü için temel örgü bağımlılığı (b ve o indisleri sırasıyla bcc ve ortorombik yapılara aittir.) [18]

Bain'in bu modelinin, martensit dönüşümlerinin kristalografisini açıklamada yeterli olduğu düşünülmüştü. Fakat daha sonraki yapılan araştırmalar dönüşümün bu kadar da basit

olmadığını göstermiştir. Martensitik faz dönüşümleri kristalografik olarak, yüzey merkezli kübik (fcc) yapıdan hacim merkezli kübik (bcc) yapıya, fcc yapıdan sıkı paket hekzagonal (hcp) yapıya ve bcc yapıdan hcp yapıya geçişler şeklindedir. Kristal yapıların bir yapıdan diğerine, birim örgü hücresindeki atomların küçük yer değiştirmeleri ile kolayca geçebilmesi kristalografik olarak kesme mekanizması ile gerçekleşir. Dönüşüm sonucunda kristal yapıların bazı düzlem ve doğrultuları arasında belirli açılar gözlenir. Bu ilişki kristalografik dönme bağıntısının oluşmasına sebep olur [24, 43, 44]. Bu bağıntı alaşımın dönüşüm sıcaklığına ve kompozisyonuna bağlı olarak değişebilir.

Bain modeli, dönüşümün kristalografisinin başlangıcını oluşturmuştur. Fakat martensitik dönüşümü tam olarak açıklayamamıştır. Daha sonra birçok teori geliştirilmiş olup önerilen teoriler gözlem ve ölçümlerle kanıtlanmıştır [45].

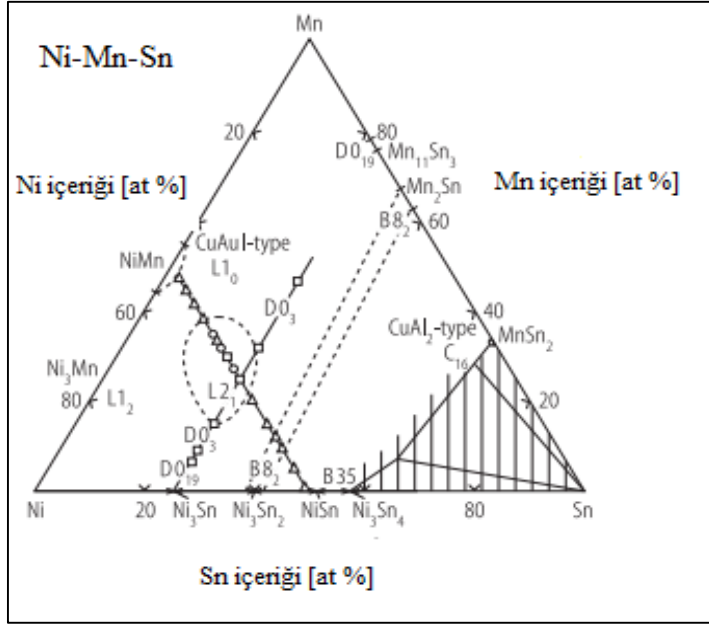
3.4. Ni-Mn-Sn Alaşımlarında Faz Diyagramı

Faz diyagramları, faz dönüşümleri sonucunda oluşturulur. Bir malzemede fazların bileşim, sıcaklık, basınç gibi niceliklere bağlı olarak fazların bulunabileceği sistem termodinamik dengedeyken elde edilen sonuçları gösteren diyagramlara denge diyagramları veya faz diyagramları denir [46].

Ergime, katılaşma, buharlaşma ve katı halde kristal yapının değişmesi (allotropik dönüşüm) gibi olaylara faz dönüşümü denir [47].

Faz diyagramları iki maddenin özellikle karışıp karışmayacağını, farklı şartlarda dengenin var olup olmadığına veya dengeye ulaşmadan önce basıncın, sıcaklığın ve bileşimin belirli değerlere ayarlanmasının gerekli olup olmadığına karar vermek içindir [48].

Üçlü faz diyagramlarında, her eksen alaşımda kullanılan elementlerin molce, kütlece veya atomikçe oranlarını verir. Ni-Mn-Sn alaşımının üçlü faz diyagramı Şekil 3.7’de verilmiştir. Bu alaşımların çok az sayıda üçlü faz diyagramı vardır. Ortaya çıkanlar ise temel olarak mekanik özelliklerin araştırılmasıyla ilişkilendirilmiştir.



Şekil 3.7. Ni-Mn-Sn üçlü faz diyagramı [49]

3.5. Elektron Konsantrasyonu

Şekil hafıza özelliği gösteren alaşımlar termoelastik martensitik dönüşüm sergilerler. Genellikle düzenli yapıdaki austenit fazdan dönüşürler. Faz alanları 1,40 ve 1,50 arasında bir elektron konsantrasyonunda merkezlendiğinden bu alaşımların martensitik dönüşüm öncesindeki β -fazları elektron fazı olarak adlandırılır [50].

e/a oranı, elektron konsantrasyonudur. Yani atom başına ortalama serbest (valans elektronu) sayısıdır. “Eş. 3.1” ile hesaplanır.

$$e/a = \sum_i (valans)_i \times (atomik\ oran)_i \quad (3.1)$$

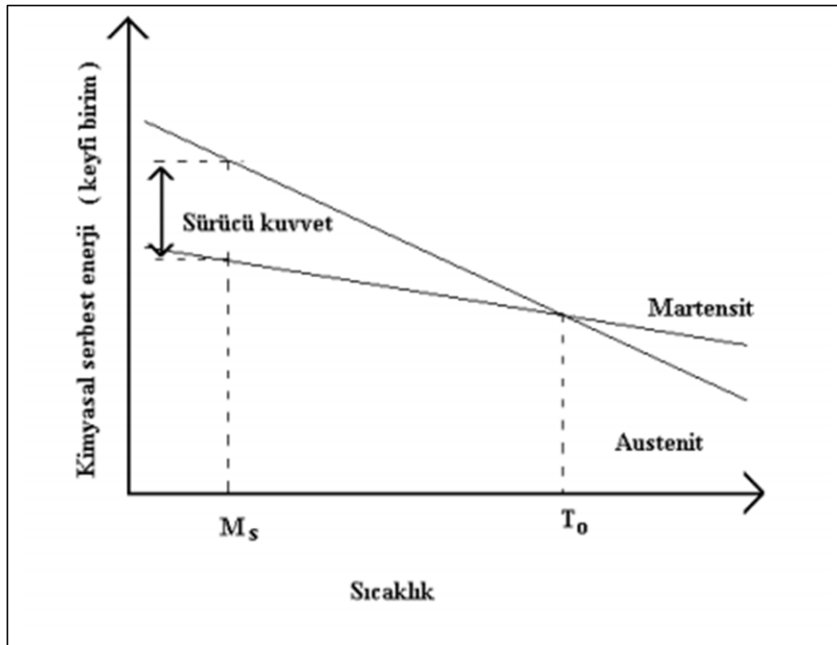
Burada i ; alaşımı oluşturan elementlerin toplamını gösterir.

e/a oranı, alaşımların faz durumlarında önemlidir. Elektron konsantrasyonuna göre yapılar; $e/a \leq 1,38$ ise fcc (α) yapısı, $e/a \sim 1,5$ ise bcc (β) yapısı, $e/a \sim 1,6$ ise kompleks (γ) yapısı, $e/a > 1,65$ olduğunda ise hcp (ϵ) yapısı gözlenir [50].

4. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMÜN TERMODİNAMİĞİ

Denge sıcaklığı olarak tanımlanan bir T_0 sıcaklığında her iki fazın serbest enerjileri eşit ve farkları sıfırdır. T_0 sıcaklığının altındaki fark sıfırdan büyüktür ve ürün fazın enerjisi daha küçüktür. Dolayısıyla ürün faz daha karalıdır. T_0 sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda fark sıfırdan küçüktür ve ana fazın enerjisi daha küçüktür. Yani ana faz daha karalıdır [45].

Ana faz bir T_0 sıcaklığında dengede iken kristal bu sıcaklıktan hızla soğutulursa kritik bir M_s sıcaklığından sonra ana faz içerisinde ürün faz oluşmaya başlar. Dönüşümün başladığı bu sıcaklığa martensite başlama sıcaklığı (M_s) denir. $(T_0 - M_s)$ sıcaklık farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjiyi, bu enerji de dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvveti doğurur (Şekil 4.1). Sürücü kuvvet sistemin sıcaklığına ve uygulanan zora bağlıdır [51]. M_s sıcaklığında başlayan martensit dönüşüm M_f sıcaklığına kadar devam eder ve durur. Bu M_f sıcaklığına martensit bitiş sıcaklığı denir. Martensit haldeki yapı ısıtılınca tekrar austenit yapıya dönüşür. Bu sebeple martensit dönüşüm tersinir bir olaydır. Ters dönüşüm de martensit dönüşümde olduğu gibi belirli bir sıcaklıkta başlayıp belirli bir aralıkta devam ettikten sonra tamamlanır. Bu sıcaklıklar da austenit başlama (A_s) ve austenit bitiş (A_f) sıcaklıkları olarak adlandırılır [18].



Şekil 4.1. Austenit ve martensit fazın kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ile ilişkisi [18]

Faz dönüşümü sıcaklık, basınç, dış zor ve yapı kusurları gibi faktörlerden etkilenir. Bir fazdan diğer faza dönüşüm olması için sistemin son faza göre kararsız olması gerekir. Sabit sıcaklık ve basınçta sistemin kararlılığı,

$$G = H - TS \quad (4.1)$$

şeklinde tanımlanan Gibbs serbest enerjisinin en küçük değeri ile belirlenir. Eş. 4.1’de; G Gibbs serbest enerjisi, H entalpi, T mutlak sıcaklık ve S sistemin entropisidir. Entalpi, sistemin ısı miktarının ölçüsüdür ve,

$$H = E + PV \quad (4.2)$$

ile verilir. E sistemin iç enerjisi, P basınç, V hacmidir.

Faz dönüşümünde, kristal yapının değişimi hacimsel değişikliğe de neden olur. Bu durumda termodinamiğin birinci yasasına göre sabit bir P basıncına karşı hacmi V_1 ’den V_2 ’ye değiştirilecek olursa enerji E_1 ’den E_2 ’ye değişmiş olur, bu durumda da ΔE enerji değişimi,

$$\Delta E = E_2 - E_1 = \Delta Q - P(V_2 - V_1) \quad (4.3)$$

olur. Bu değişim esnasında sistemin ΔQ ısı enerjisi değişimi,

$$\Delta Q = (E_2 + PV_2) - (E_1 + PV_1) \quad (4.4)$$

bulunur. “Eş. 4.2” , “Eş. 4.4” e uygulanırsa,

$$\Delta Q = H_2 - H_1 = \Delta H \quad (4.5)$$

bulunur.

Buradan sabit basınç altında hacim değişimine uğrayan kapalı bir sistemin ısı enerjisindeki değişimin, ΔQ ’nun sistemin iki termodinamik durumu arasındaki entalpi farkına eşit olduğu sonucuna varılır [52].

Böylece, sabit basınçta entropi değişimi,

$$\Delta S = \Delta Q/T = \Delta H/T \quad (4.6)$$

şeklinde verilir [53]. Prado ve arkadaşları entalpi değişimini,

$$\Delta S_{M \rightarrow A} = \Delta H_{M \rightarrow A}/T_0 \quad (4.7)$$

formülü ile hesaplamışlardır. Burada $M \rightarrow A$ martensitten austenite faz geçişini, T_0 ise denge sıcaklığını temsil eder. T_0 denge sıcaklığının, dönüşüm sıcaklıklarına bağlı olarak hesaplanması için iki farklı yaklaşım geliştirilmiştir.

Salzbrenner ve Cohen tarafından kabul edilen T_0 denge sıcaklığı,

$$T_0 = 0,5(M_s + A_s) \quad (4.8)$$

şeklindedir. Burada M_s martensit başlama sıcaklığı, A_s ise austenit başlama sıcaklığıdır [54].

Tong ve Wayman'a göre T_0 denge sıcaklığı,

$$T_0 = 0,5(M_s + A_f) \quad (4.9)$$

şeklindedir. Burada A_f austenit bitiş sıcaklığıdır [55].

4.1. Soğutma Hızının Dönüşüm Sıcaklıklarına Etkisi

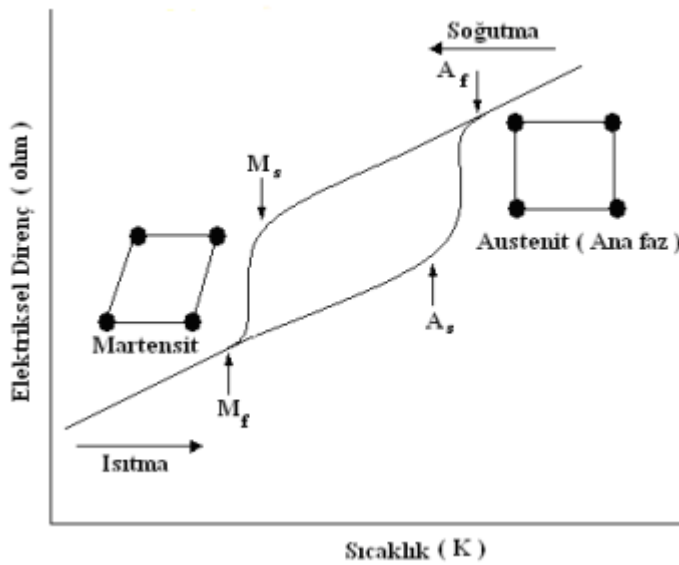
Yüksek sıcaklıktan yavaş soğutma ile elde edilen bir alaşımda düzeni maksimum seviyede artar. Kusur konsantrasyonu ise minimum olur. Hızlı soğutma işleminde ise, işlem sırasında yeniden düzenlenme engellenir. Soğutma sıcaklığı bölgesinde atomların yeniden düzenlenmesi, yüksek boşluk konsantrasyonu ve hareketliliği ile olur [56]. Alaşımları kademeli soğutmada atomların komşuluk düzeni gelişmiştir. Bu sebeple yüksek martensit dönüşüm sıcaklığı elde edilir.

Hızlı soğutulan alaşımların β fazında atomik düzensizlik meydana gelir. Kademeli olarak soğutulan alaşımların martensit plakaları, hızlı soğutulmuş alaşımlara göre daha düzenlidir [57].

Kademeli soğutulan şekil hafızalı alaşımlar hızlı soğutulan alaşımlara göre daha yüksek şekil kazanma oranına sahiptir [58].

4.2. Şekil Hafızalı Alaşımlarda Direncin Sıcaklıkla Değişimi

Şekil hafızalı alaşımların elektriksel direnç gibi özellikleri alaşımın kristal yapısına bağlıdır. Yani alaşımın içyapısı değiştikçe malzemenin ısı ve elektriksel iletkenliği değişir. Bu sebeple elektriksel direnç ölçümleri dönüşüm davranışlarının anlaşılması için kullanılan bir tekniktir [59-61]. Bu ölçüm yöntemi de alaşımın ısıtılıp soğutulması sırasında elektriksel direncin ölçümüne dayanır. Şekil hafızalı alaşımlarda meydana gelen, Austenit→Martensit veya Martensit→Austenit dönüşüm sıcaklıklarında faz dönüşümüyle malzemenin elektriksel direnci değişir (Şekil 4.2) ve ölçümlerde elektriksel direnç bu dönüşüm sıcaklıklarında pikler gösterir. Ölçülen faz değişiklikleri ile elektriksel dirençteki değişimler her zaman tutarlı değildir. Alaşım dönüşüm sıcaklıkları arasında tekrarlı olarak ısıtılıp soğutulursa elektriksel direnç eğrilerinde büyük değişimler gözlenmektedir [62].



Şekil 4.2. Şekil hafızalı alaşımların elektriksel direncin sıcaklık ile değişimi [63]

5. MATERİYAL VE METOT

Dökümü yapılacak alaşımin alaşım oranı Çizelge 5.1’de verildiği gibi belirlendi. “Eş. 5.1” kullanılarak e/a oranı hesaplandı ve Ni₅₀Mn₃₉Sn₁₁ alaşımı olarak adlandırıldı.

$$e/a = \frac{\%atNi \times 10 + \%atMn \times 7 + \%atSn \times 4}{100} \quad (5.1)$$

Çizelge 5.1. Ni₅₀Mn₃₉Sn₁₁ alaşımlarının alaşım oranları

	Atomikçe Yüzde %at			Ağırlıkça Yüzde %wt			e/a
	Ni	Mn	Sn	Ni	Mn	Sn	
Ni ₅₀ Mn ₃₉ Sn ₁₁	50	39	11	45,976	33,567	20,457	8,17

Alaşım elde etmek için indüksiyonla ergitme, eriyik ergitme gibi farklı metotlar bulunmaktadır. Bu çalışmada alaşım oranı belirlenen Ni₅₀Mn₃₉Sn₁₁ alaşımını elde etmek için Resim 5.1’de verilen Ark ergitme sistemi ve ark ergitme metodu kullanıldı. Ark ergitmede başlangıç aşamasında hava ortamını temizlemek için vakum uygulanacağından vakumlama ve ergitme esnasında metal tozlarının dağılmasını önlemek için hazırlanmış metal tozları pres makinasında 13 mm’lik die’ler kullanılarak pelet haline getirildiler. Pelet halindeki numuneler ark ergitme sistemine yerleştirilerek, sistem önce 10⁻⁴ milibara kadar vakumlandı ve daha sonra yüksek saflıktaki spektroskopik argon gazı (%99,999) ile dolduruldu. Bu işlem tekrarlanarak, sistemin içi saf argon gazı ile dolduruldu ve argon atmosferi altında ergitme sağlanarak Resim 5.2’de görülen ingot halindeki Ni₅₀Mn₃₉Sn₁₁ alaşımı elde edildi.

İngot şeklindeki alaşımı homojenleştirmek için yüksek saflıkta (%99,999) argon atmosferi altında 900 °C’de 17 saat homojenleştirme işlemine tabi tutuldu ve tuzlu-buzlu suda ani soğutma uygulandı.



Resim 5.1. Ark ergitme sistemi ve numune haznesi



Resim 5.2. İngot halindeki Ni₅₀Mn₃₉Sn₁₁ alaşımı

Resim 5.3. Mikro metal kesme cihazı

İngot şeklinde üretilen Ni₅₀Mn₃₉Sn₁₁ alaşımı, DSC (Diferansiyel Tarama Kalorimetrisi), TG/DTA, X-ışınları difraksiyonu, SEM-EDS analizleri, Optik Mikroskop ölçümleri ile Elektriksel ölçümler yapılabilmesi için kesme işlemine tabi tutuldu. Mikro metal kesme cihazı (Resim 5.3) ile ölçüm yapılacak sistemlere uygun büyüklükte parçalar kesilecek olan numunenin kesme esnasında ısınmasını önlemek için mikro metal kesme cihazında soğutma sıvısı kullanıldı. Kesme esnasında zor etkisini yok etmek için her alaşım için belirlenen sıcaklıklarda 30 dakika ısıtılma tabi tutuldu ve tuzlu-buzlu suda ani soğutma uygulandı.

5.1. SEM-EDS Analizleri

Elektron mikroskopunda numune yüzeyine çarptırılan yüksek enerjili elektronlar numuneden elektron koparır ve kopan elektronlar iç yörüngelerinden kopması durumunda dış yörüngelerdeki elektronlar bu boşluklara sıçrama yapar ve fazla enerjisini ışıma yaparak kaybeder. Bu enerji karakteristik X-ışını olarak karşımıza çıkar. Yayımlanan X-ışınının karakteristik özelliği yapıdaki elementin atomunu karakterize eder. Yayımlanan X-ışınları bir dedektör yardımı ile algılanır ve bilgisayara aktarılarak bilgisayar programı yardımıyla analizler yapılır. Bu çalışmada alaşımın mikro yapı analizleri LEO-EVO 40 taramalı elektron mikroskobu ve Bruker-125 eV Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy ünitesi (Resim 5.4) ile yapıldı.



Resim 5.4. LEO-EVO 40 taramalı elektron mikroskobu ve Bruker-125 eV Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy ünitesi

5.2. X-Işını Kırınım (XRD) Analizleri

X-Işınları Kırınımı (XRD), X ışınları tarafından oluşturulan kırınım deseninden atomik düzeyde bilgi elde etmek amacıyla kullanılan bir analiz yöntemidir. Bu metot ile alaşımların kristal yapıları ve oluşan fazların birim hücre parametreleri hakkında bilgi edinilir. Bu metot Bragg Yasasına ($n\lambda=2d\sin\theta$) dayanır. Gönderilen x-ışını numune üzerinden yansır. Yansımaya uğrayan ışın dedektör yardımıyla hassas bir şekilde yazılıma aktarılarak yansıma şiddetine karşılık 2θ değerinde grafiğe geçirilir.

Alaşının X-ışını analizi Rigaku RadB-DMAX II bilgisayar kontrollü X-ışını difraktometresi (Resim 5.5) ile CuK_α ($\lambda=1,5405 \text{ \AA}$) radyasyonu kullanılarak $2^\circ/\text{dakika}$ tarama hızında alınmıştır.



Resim 5.5. Rigaku RadB-DMAX XRD Cihazı

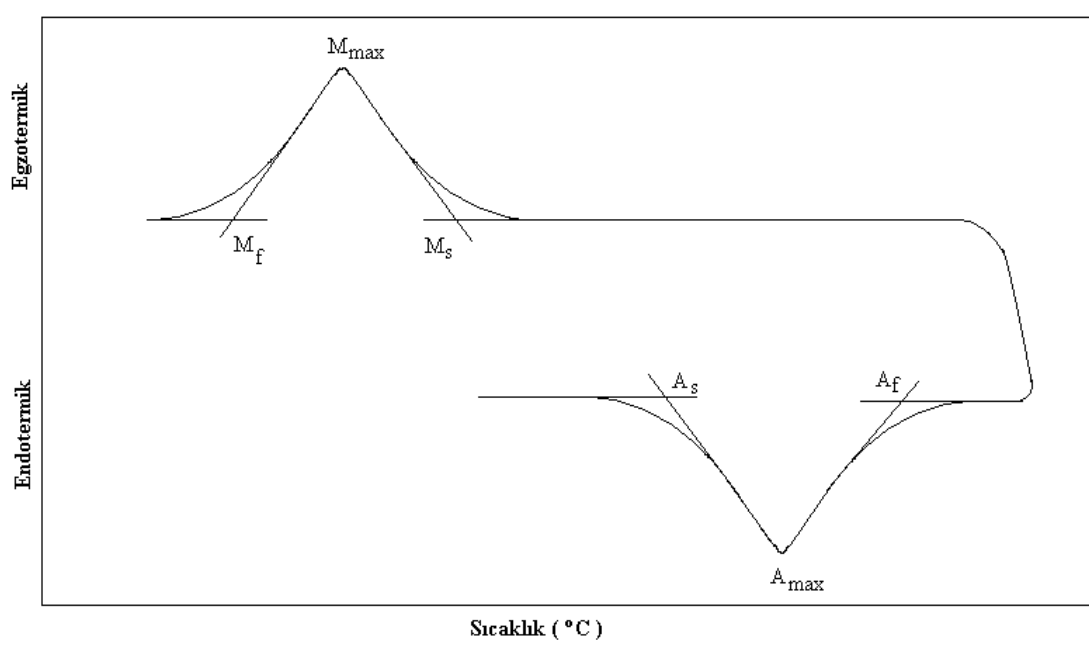
5.3. Termal Analiz Metotları

$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşınının dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi için Perkin Elmer Pyris 6 DSC ve simultane SEIKO EXSTAR SII TG/DTA 6300 cihazları (Resim 5.6) kullanıldı. Ölçümler esnasında numunelerin oksitlenmelerini önlemek için 200 mL/dakika akış hızında yüksek saflıkta azot veya argon gazları kullanıldı.

DSC, belirli bir sıcaklık aralığında numune ısıtılırken, soğutulurken veya sabit bir sıcaklıkta tutulurken soğurulan ya da salınan enerji miktarını ölçer. DSC eğrilerinde gözlemlenen endotermik ve ekzotermik reaksiyon eğrilerinin altında kalan alan ise ΔH , entalpi değişimini verir.



Resim 5.6. Perkin Elmer Pyris 6 DSC ve simultane SEIKO EXSTAR SII TG/DTA 6300



Şekil 5.1. DSC eğrisinden A_s ve A_f dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi

Şekil 5.1’de dönüşüm sergileyen bir alaşımın örnek DSC eğrisi verilmiştir. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak faz geçişlerini tespit eden DSC sisteminde numune ile beraber sisteme referans olarak alüminyum kap yerleştirilir. Sıcaklık akışı her ikisi için sabit oranda değişmektedir. Sıcaklık akışına bağlı olarak entalpi değişimleri “Eş. 5.2” ve “Eş. 5.3” ile verilir.

$$\left(\frac{dq}{dt}\right)_p = \frac{dH}{dt} \quad (5.2)$$

ile verilir. Örnek ile referans arasındaki sıcaklık akışındaki fark ise;

$$\left(\frac{dH}{dt}\right)_{\text{örnek}} - \left(\frac{dH}{dt}\right)_{\text{referans}} = \Delta \frac{dH}{dt} \quad (5.3)$$

ile verilir [64].

Ni₅₀Mn₃₉Sn₁₁ alaşımının dönüşüm sıcaklıklarının ve dönüşüm entalpilerinin belirlenmesi için Perkin Elmer Pyris 6 DSC (Resim 5.6) termal analiz cihazı kullanıldı.

Bir numunenin TG/DTA analizi, sıcaklık değişiminin numunenin kütlesindeki değişim ile ilişkilidir. Bu yöntemde numune ve referans maddeye aynı sıcaklık programı uygulanır. İkisi arasındaki fark, sıcaklığın bir fonksiyonu olarak ölçülür. Bu iki madde aynı anda ısıtılarak sıcaklık düzgün bir şekilde artırılır. TG/DTA termal analiz ölçümlerinde Resim 5.6'da gösterilen SEIKO EXSTAR SII TG/DTA 6300 kullanıldı. Numunelerin TG/DTA analizleri oda sıcaklığından 1000 °C'ye kadar 20 °C/dakika ısıtma hızında argon gazı atmosferinde yapıldı.

5.4. Aktivasyon Enerjisi Hesaplama Metotları

Laboratuvarımızda üretilen Ni₅₀Mn₃₉Sn₁₁ alaşımının sırasıyla 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma hızlarında diferansiyel taramalı kalorimetri (DSC) ile dönüşüm eğrileri elde edildi. DSC eğrilerinden dönüşüm sıcaklıkları belirlenerek aktivasyon enerjileri hesaplandı. Aktivasyon enerjilerinin hesaplanmasında Kissinger ve Ozawa metodu kullanıldı. Kissinger eğrisi için kullanılan eşitlik;

$$\frac{d \ln(\alpha / T_m^2)}{d \ln(1000/T_m)} = -\frac{E_a}{R} \quad (5.4)$$

şeklindedir. Burada α ; ısıtma veya soğutma hızı, T_m ; pik sıcaklığı, E_a ; aktivasyon enerjisi ve R ise evrensel gaz sabitidir [65].

Ozawa eğrisi için kullanılan eşitlik ise;

$$E_a = -\frac{R}{b} \left[\frac{d \log \alpha}{d(1/T_m)} \right] \quad (5.5)$$

şeklindedir. Burada α ; ısıtma veya soğutma hızı, T_m ; pik sıcaklığı, E_a ; aktivasyon enerjisi, R ; evrensel gaz sabiti ($R=8,314 \text{ J/mol } ^\circ\text{K}$) ve $b=0,4567$ değerine sahip bir sabittir [66].

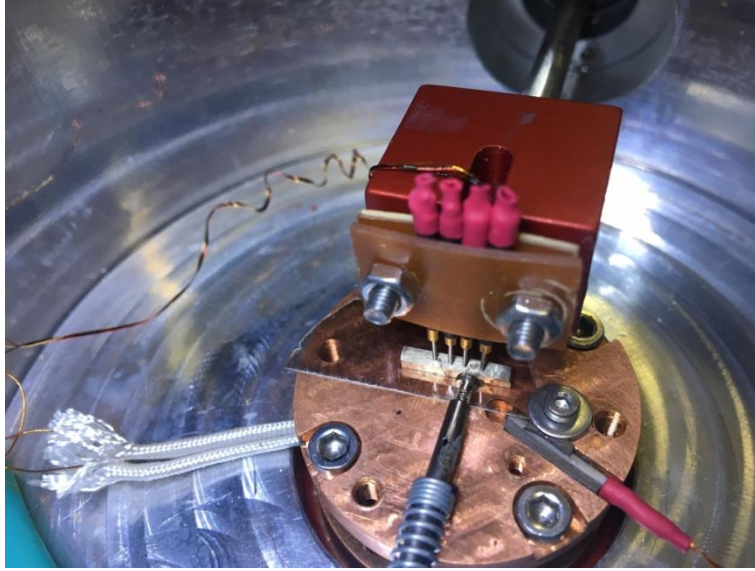
5.5. Metalografik Gözlemler

Alaşımın tane boyutları, malzemenin fiziksel özelliklerini etkilediğinden tane büyüklüklerinin belirlenmesi amacıyla yüzey mikrograflarının alınması için kesilmiş olan parça alaşımların yüzeyleri parlatıldı. Parlatma esnasında sıcaklığa maruz kalmaması için parlatma işlemi su altında yapıldı. Parlatılmış numunelerin tane boyutlarının netleştirilmesi için 5 gr FeCl_3 +100 ml metanol+20 ml HCl çözeltisinde numuneler 30 saniye kadar dağlandı. Çünkü kusursuz olarak parlatılmış numunelerin içi yapısı ile alakalı sağlıklı görüntüler almak zordur.

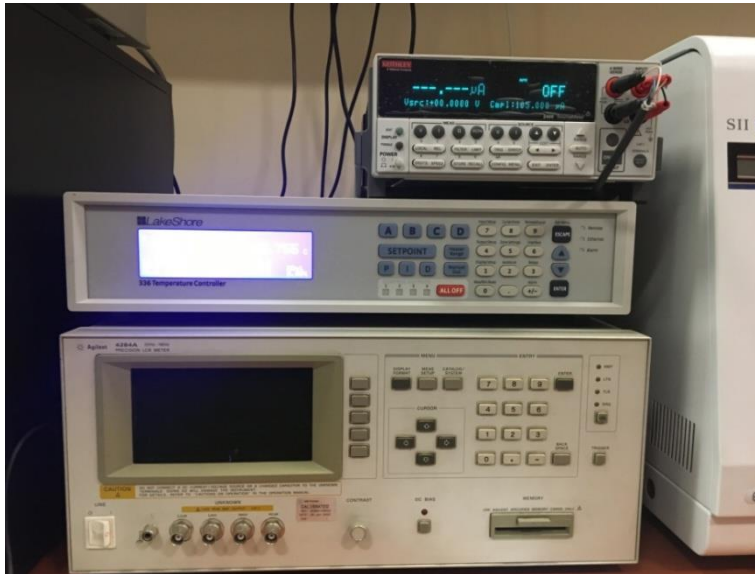
5.6. Elektriksel Direnç Ölçümleri

Bir maddenin elektriksel direncinin ölçümünde kullanılan en temel yöntem; madde içinden sabit bir akım geçirerek, akım kolu üzerindeki iki nokta arasında oluşan potansiyel farkının ölçülmesi ilkesine dayanır. Metalik maddelerin öz dirençlerinin düşük olması ($\rho \leq 10^{-6} \Omega\text{-cm}$), küçük boyutlu metalik numunelerin direncinin ölçülmesini zorlaştırır. Böyle durumlarda, yine ohm kanunu üzerine kurulu fakat farklı ölçme teknikleri kullanan direnç ölçme yöntemlerinden yararlanılır. Bu yöntemlerden en yaygın kullanılanı *dört uç yöntemi* (Four probe method) veya diğer adıyla *Kelvin kısıkağı* olarak bilinmektedir [67, 68]. Alaşımın elektriksel direnç ölçümleri DSC sonuçlarından bulunan austenit-martensit dönüşüm sıcaklıklarını içeren 283°K - 473°K (10°C - 200°C) sıcaklıkları arasında dört kontak noktası metodu ile yapıldı (Resim 5.7). Bu sistemde Keithley 2400 akım kaynağı/gerilim

ölçüm sistemi ve Lake-Shore 336 sıcaklık kontrol ünitesi kullanıldı (Resim 5.8). Ölçümlerde alaşımlara dört kontak noktası oluşturuldu.



Resim 5.7. Dört kontak noktası metodu bağlantısı görüntüsü



Resim 5.8. Elektriksel ölçüm sistemi (Keithley 2400 akım kaynağı/gerilim ölçüm sistemi ve Lake-Shore 336 sıcaklık kontrol ünitesi)

6. ARAŞTIRMA BULGULARI

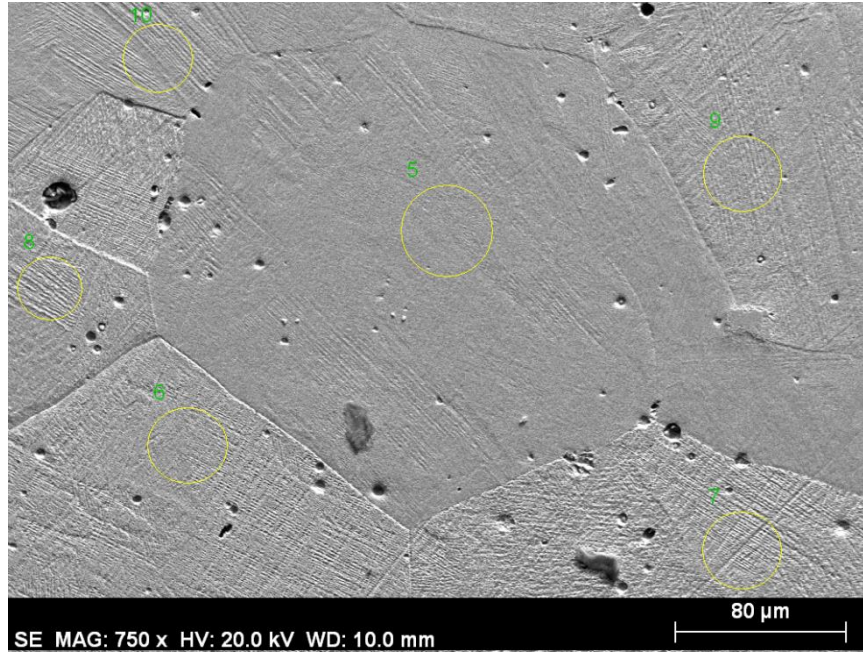
Ark ergitme metodu ile ingot halinde üretilen ve ısıtma işlemi uygulanan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımı mikro metal kesme cihazı ile fiziksel ölçümlerde kullanılmak üzere küçük parçalar halinde kesildi. Kesme esnasında oluşacak zorlanmaları yok etmek için parça halindeki alaşımlar, yüksek saflıktaki argon atmosferi altında 850 °C’de 30 dakika ısıtma işlemi uygulanarak tuzlu buzlu suda ani soğutuldu.

6.1. SEM-EDS Analiz Sonuçları

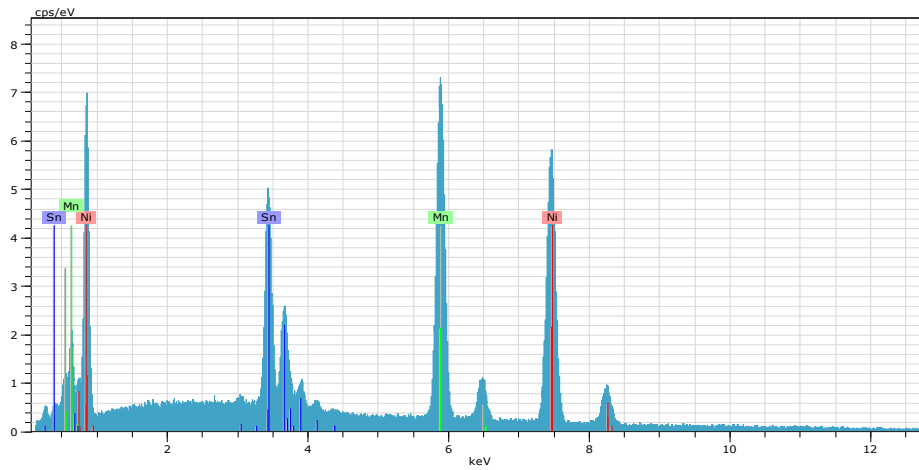
Bu çalışmada, satın alınan Ni, Mn ve Sn elementleri içeren $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımı üretilmiş ve $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ olarak adlandırılan ve 900°C’de 17 saat homojenleştirme işlemine tabi tutulan ve tuzlu-buzlu suda ani soğutulan alaşımın atomikçe (%at) ve ağırlıkça (%wt) yüzde oranlarını bulmak için SEM-EDS analizleri yapıldı. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımı 20 ml HCl, 5 g $\text{FeCl}_3\text{-H}_2\text{O}$ ve 96 ml metanol dağıtma çözeltisi kullanılarak dağıldı. Analiz sonuçları Şekil 6.1’de verildi. Farklı bölgelerinden alınan EDS analizlerinin ortalama değerleri alınarak atomikçe yüzde olacak şekilde alaşım oranları hesaplandı. Alınan EDS analizi sonuçlarından belirlenen alaşım oranlarına yakın değerlere sahip alaşımın elde edildiği görüldü. Bulunan alaşım değerleri Çizelge 6.1 de verildi.

Çizelge 6.1. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının belirlenen alaşım oranları ile EDS analiz sonucunda bulunan alaşım oranları

Alaşım	Döküme hazırlanan alaşım tozlarının atomik yüzdesi (atm. %)			EDS analizinden bulunan alaşımların atomik yüzdesi (atm.%)		
	Ni	Mn	Sn	Ni	Mn	Sn
$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$	50	39	11	49,68	38,46	11,86



Resim 6.1. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşıımının SEM görüntüsü

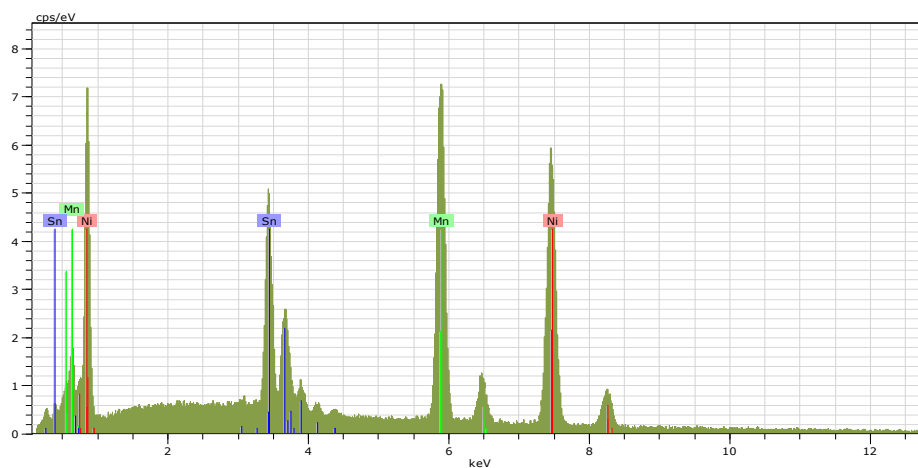


HV: 20,0kV Puls th.: 8,47kcps

El AN Series unn. C norm. C Atom. C Error
[wt.%] [wt.%] [at.%] [%]

Mn 25 K-series	29,39	33,27	38,87	0,8
Ni 28 K-series	40,01	45,29	49,53	1,1
Sn 50 L-series	18,94	21,44	11,59	0,6

Total: 88,34 100,00 100,00



HV: 20,0kV Puls th.: 8,47kcps

El AN Series unn. C norm. C Atom. C Error

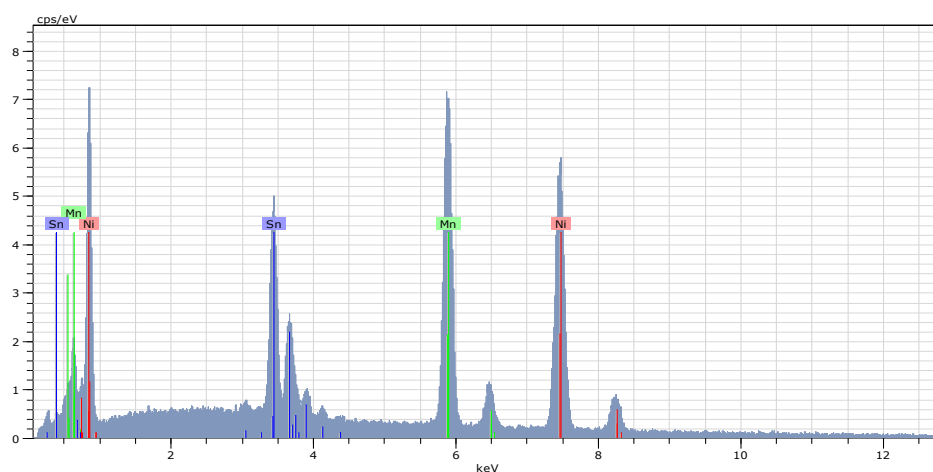
[wt.%) [wt.%) [at.%) [%]

Mn 25 K-series 28,48 31,22 36,75 0,8

Ni 28 K-series 42,25 46,31 51,02 1,2

Sn 50 L-series 20,50 22,47 12,24 0,6

Total: 91,22 100,00 100,00



HV:20,0kV Puls th.: 8,39kcps

El AN Series unn. C norm. C Atom. C Error

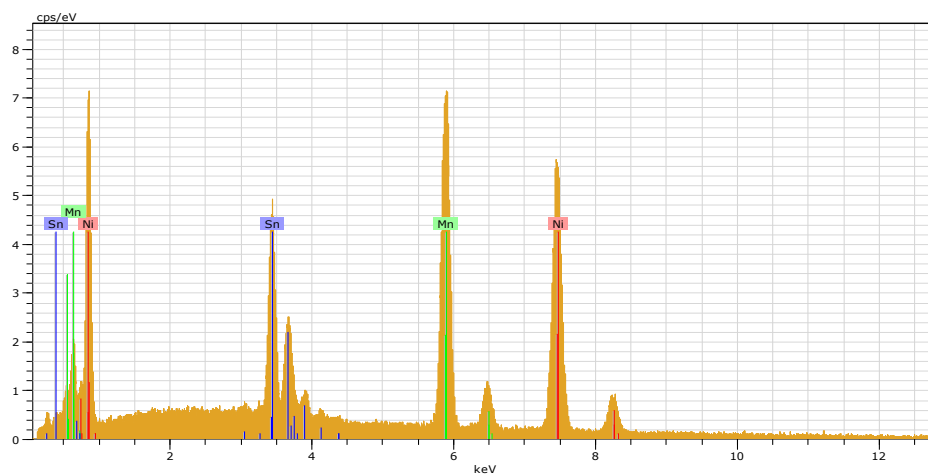
[wt.%) [wt.%) [at.%) [%]

Mn 25 K-series 28,83 32,27 38,06 0,8

Ni 28 K-series 39,96 44,73 49,39 1,1

Sn 50 L-series 20,55 23,00 12,55 0,6

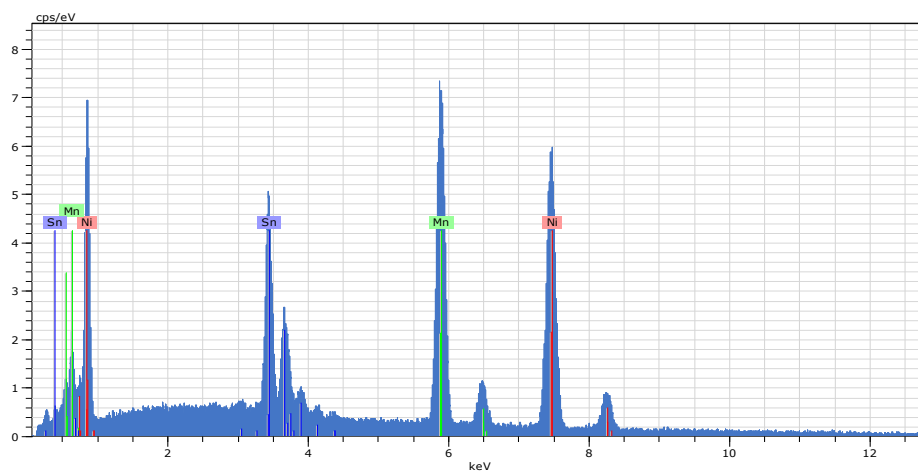
Total: 89,34 100,00 100,00



HV: 20,0kV Puls th.: 8,40kcps
 El AN Series un. C norm. C Atom. C Error
 [wt.%) [wt.%) [at.%) [%]

Mn 25 K-series	29,95	34,05	39,73	0,8
Ni 28 K-series	39,28	44,66	48,77	1,1
Sn 50 L-series	18,72	21,29	11,49	0,6

Total: 87,96 100,00 100,00

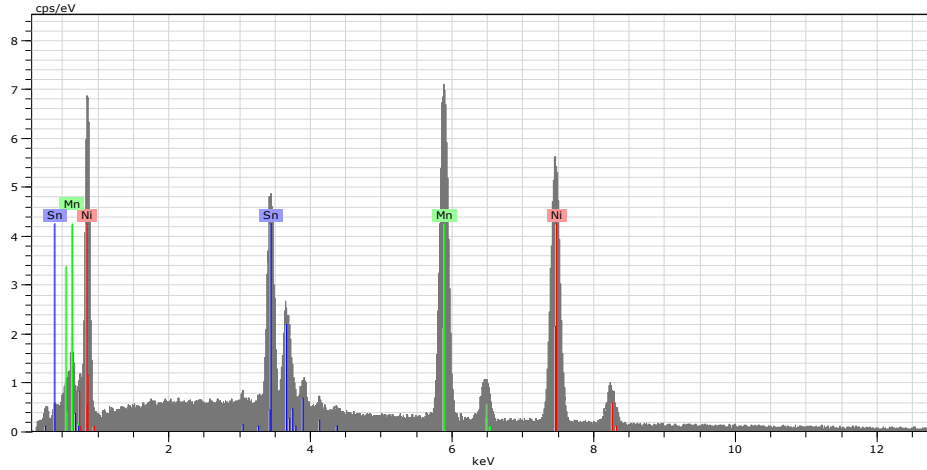


HV: 20,0kV Puls th.: 8,43kcps

El AN Series un. C norm. C Atom. C Error
 [wt.%) [wt.%) [at.%) [%]

Mn 25 K-series	27,87	30,69	36,00	0,8
Ni 28 K-series	43,15	47,52	52,17	1,2
Sn 50 L-series	19,78	21,78	11,82	0,6

Total: 90,80 100,00 100,00



HV: 20,0kV Puls th.: 8,43kcps

El AN Series un. C norm. C Atom. C Error
[wt.%] [wt.%] [at.%] [%]

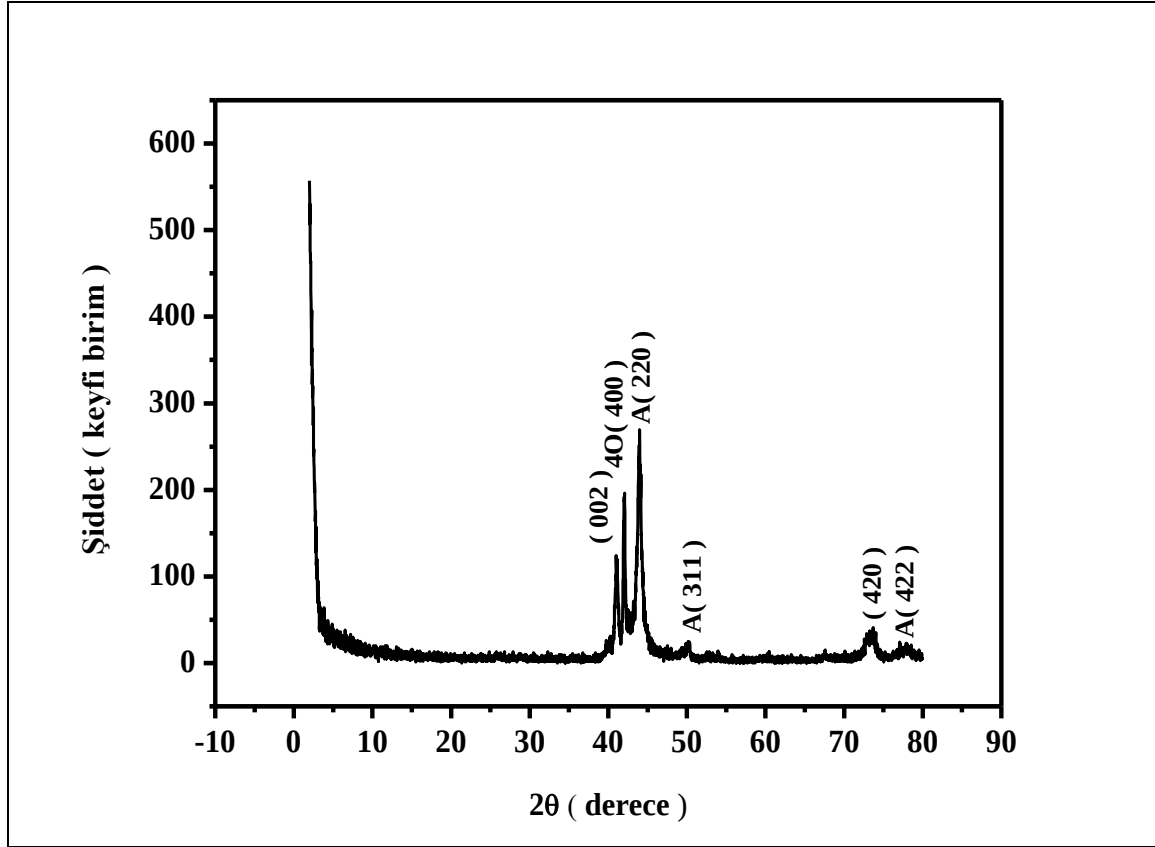
Mn 25 K-series 30,09 35,47 41,33 0,8
Ni 28 K-series 36,74 43,31 47,23 1,0
Sn 50 L-series 18,00 21,22 11,44 0,6

Total: 84,82 100,00 100,00

Şekil 6.1. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaışımının farklı bölgelerinden alınan EDS analiz sonuçları

6.2. X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları

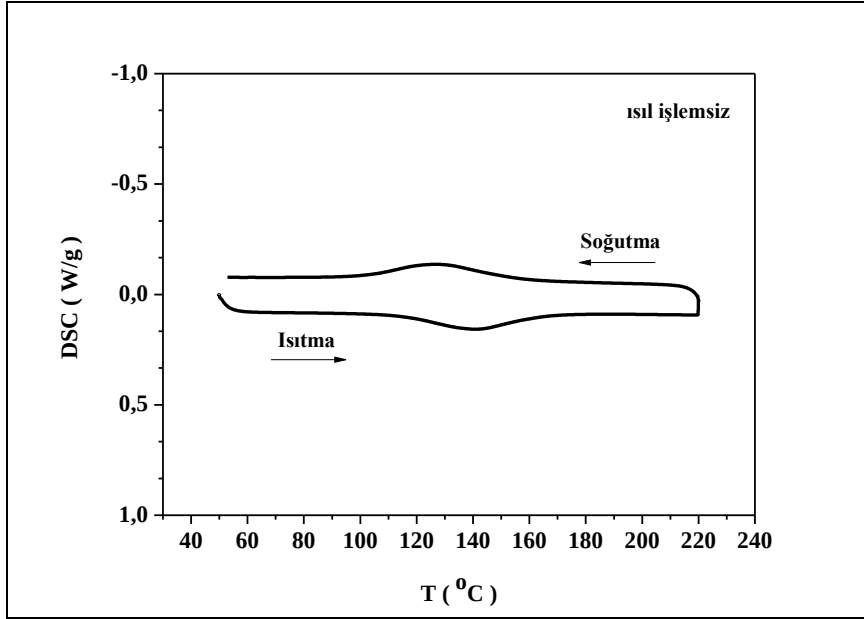
$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaışımının X-ışını analizleri Rigaku RadB-DMAX II bilgisayar kontrollü X-ışını difraktometresi ile $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1,5405 \text{ \AA}$) radyasyonu kullanılarak ölçümler $2\theta=20^\circ-80^\circ$ arasında $2^\circ/\text{dakika}$ sabit tarama hızında alındı (Şekil 6.2). Ölçüm sonucundan elde edilen XRD grafiği için daha önce yapılmış çalışmalar incelenerek pik noktaları belirlendi. Alaışımın X-ışını difraktogramına bakıldığında yaklaşık 45° civarı şiddeti en büyük olan (002) piki, 42° civarı (002) piki, 43° civarı (400) piki, 50° civarı (311) piki, 74° civarı (420) piki ve 78° civarı (422) piki olarak belirlendi [69-71]. Ayrıca Krenke ve arkadaşları ile Chabri ve arkadaşları yaptıkları çalışmada $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşım sisteminin austenit fazında L_{21} süper örgü tipinde olduğunu, yine Krenke ve arkadaşları yaptıkları çalışmada martensit fazında $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaışımının Sn miktarına bağlı olarak 10M, 14M veya L_{10} kristal yapılarında olabileceğini belirtmişlerdir [69, 70, 72].



Şekil 6.2. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı

6.3. Termal Analiz Ölçüm Sonuçları

900 °C’de 17 saat homojenleştirme işlemine tabi tutulan ve tuzlu-buzlu suda ani soğutulan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımından kesilen numunelerden önce ısıtma işlemi uygulanmadan bir parçasından DSC Analizleri yapıldı (Şekil 6.3). Daha sonra homojenleştirme işlemi uygulanmış $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımları austenit sıcaklık bölgesinde 300°C sıcaklıkta ve 60, 120, 180 ve 240 dakika sürelerde yüksek saflıktaki argon atmosferinde ısıtma işlemine tabi tutuldular. Oda sıcaklığında hava ortamında ve suda soğutma işlemine tabi tutuldular. Isıtma işlemi uygulanmamış $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC analizleri doğrudan 10, 15, 20 ve 25°C/dakika tarama hızlarında alındı. DSC eğrilerinden dönüşüm sıcaklıkları bulundu. Isıtma işlemleri uygulanmamış alaşımın dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri Çizelge 6.2’de verildi. Sistemin sıcaklık aralığı 50°C-220°C’dir. DSC eğrilerinde sıcaklık 50°C’den 220°C’ye çıkarıldığında martensit dönüşüm, sıcaklık 220°C’den 50°C’ye düşürüldüğünde ise austenit dönüşüm sergilenmiştir. Oluşan piklerin başlangıç ve bitiş noktaları dönüşüm sıcaklıklarını ifade eder.



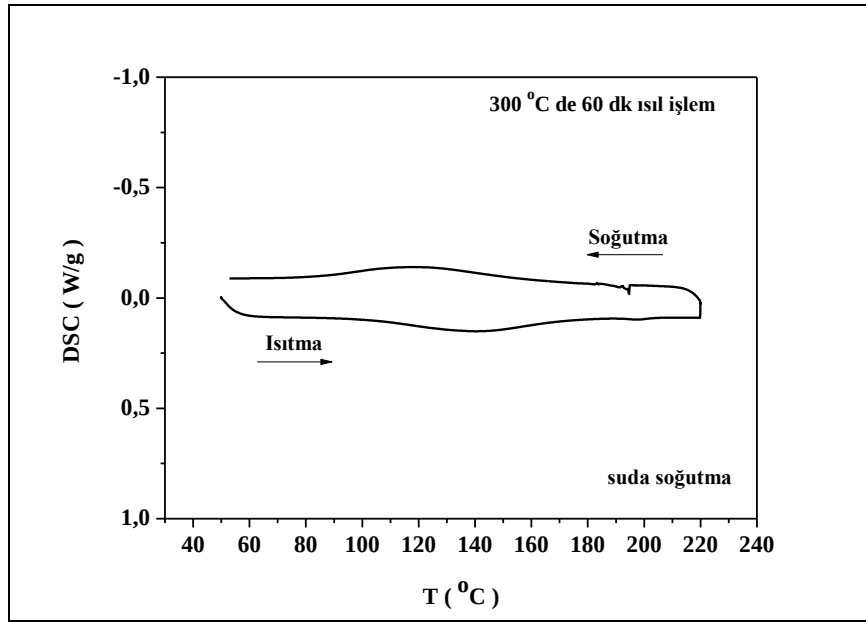
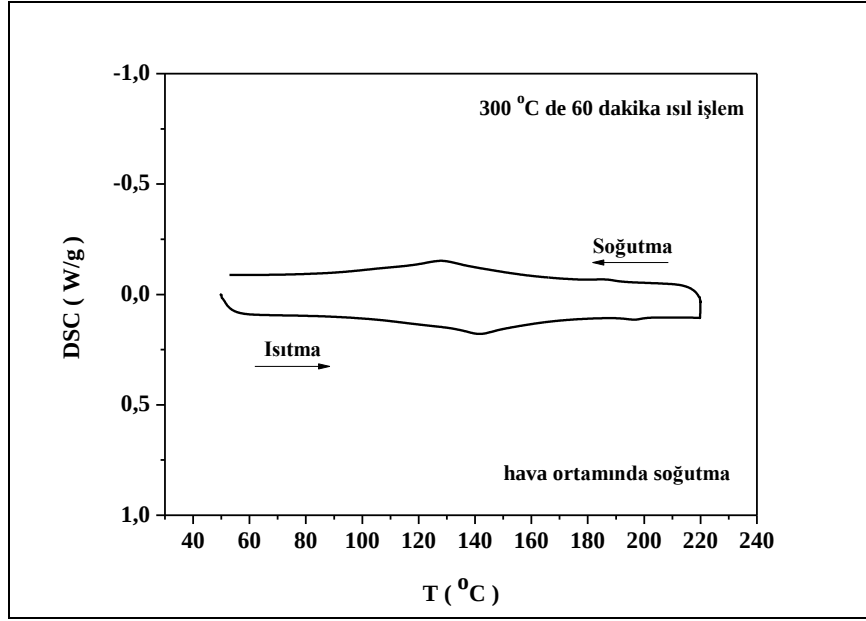
Şekil 6.3. Isıl işlem uygulanmamış $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrisi

Çizelge 6.2. Isıl işlem uygulanmamış $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri

Isıtma hızı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	M_{max} (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)
10	113,10	164,82	140,70	156,12	100,94	127,27	14,5517	-15,6708
15	113,64	167,87	142,79	156,09	95,03	125,19	15,0001	-15,5250
20	114,65	170,55	145,09	154,87	95,44	123,23	15,4252	-15,1235
25	115,39	172,78	146,75	154,14	92,67	120,75	15,7948	-15,4276

6.3.1. 300°C'de 60 dakika ısıtma işlemi uygulanmış hava ortamında ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC analizleri

Parça halinde bulunan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımlarına 300 °C'de 60 dakika ısıtma işlemi uygulanarak hava ortamında ve oda sıcaklığındaki suda ayrı ayrı soğutuldu. Isıl işlem uygulanan alaşımların DSC analizleri 10, 15, 20 ve 25°C/dakika tarama hızlarında alındı. 10°C/dak. tarama hızında alınan DSC grafikleri örnek olarak Şekil 6.4.a-b'de verildi. DSC eğrilerinden dönüşüm sıcaklıkları bulundu. Hava ortamında soğutulan alaşımın dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri Çizelge 6.3'te ve suda soğutulan alaşımın dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri ise Çizelge 6.4'te verildi.



Şekil 6.4. 300 °C’de 60 dakika ısıtıl işlem uygulanmış, hava ortamında ve suda soğutulan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrileri

Çizelge 6.3. 300 °C’de 60 dakika ısıtma işlemi uygulanmış ve hava ortamında soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri

Isıtma hızı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	$A_{\max}$ (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$M_{\max}$ (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)
10	117,13	163,07	141,55	153,55	101,76	128,42	18,0018	-16,8799
15	117,39	168,19	143,82	153,94	96,15	126,41	17,3060	-15,9752
20	117,02	172,09	145,13	152,89	91,99	124,20	16,8540	-15,2862
25	117,71	175,59	146,75	152,72	87,05	122,79	17,0525	-15,0039

Çizelge 6.4. 300 °C’de 60 dakika ısıtma işlemi uygulanmış ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri

Isıtma hızı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	$A_{\max}$ (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$M_{\max}$ (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)
10	102,16	173,18	140,37	162,76	81,13	119,78	16,3357	-21,0161
15	102,45	177,53	143,78	159,01	76,24	115,70	16,1053	-18,1585
20	104,38	180,34	146,75	157,56	73,20	112,23	16,6656	-17,5511
25	105,12	184,93	149,65	158,96	60,58	107,01	17,5705	-25,9603

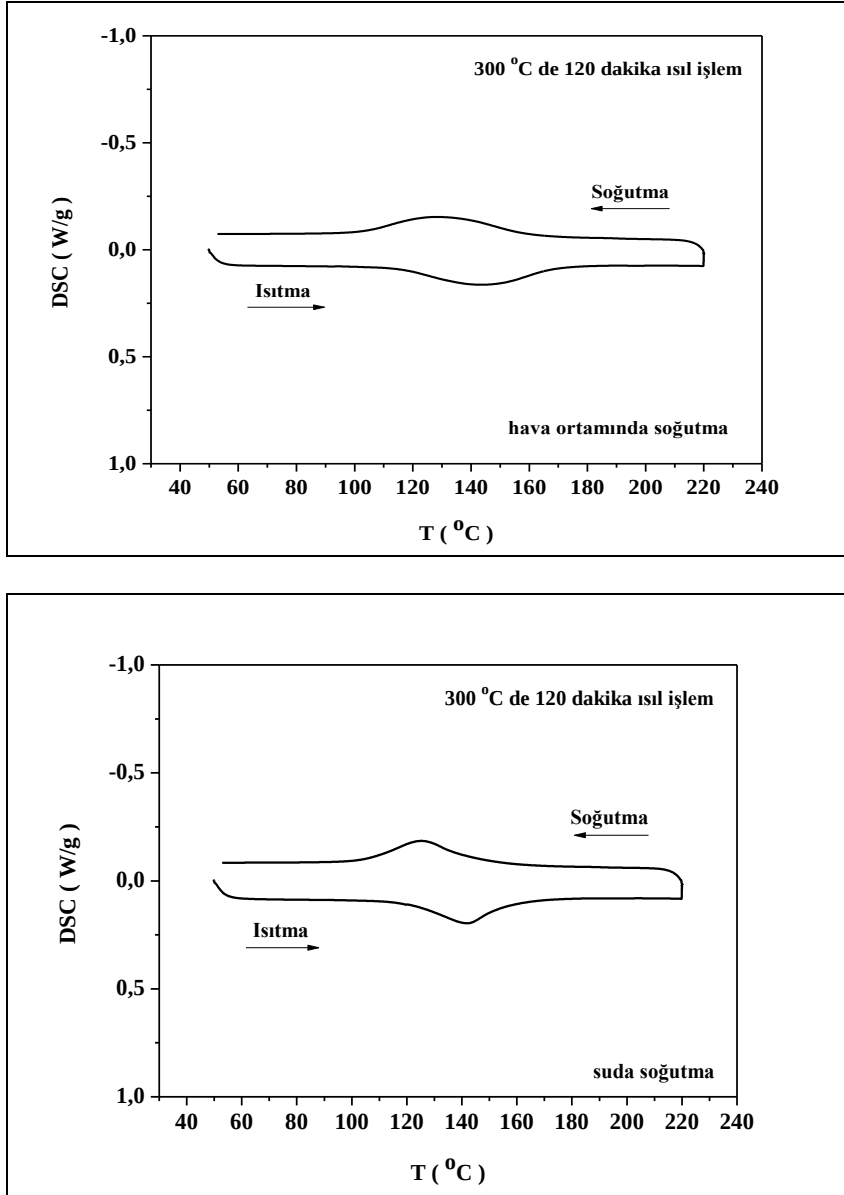
Isıtma hızındaki artışla austenit başlama, bitiş ve maksimum sıcaklıkları da artmakta, martensit başlama, bitiş ve maksimum sıcaklıkları ise tam tersi yönde azalmaktadır. Bunun nedeni martensit dönüşümünün daha düşük sıcaklıklarda meydana gelen bir faz dönüşümünden olmasından kaynaklanmaktadır. $\Delta H_{M \rightarrow A}$ martensite-austenite, $\Delta H_{A \rightarrow M}$ ise austenite-martensite dönüşümünde entalpi değişimini ifade eder. Isıtma hızına bağlı olarak entalpi değerleri de değişim göstermektedir. Dönüşümde entalpi değişiminin aktif faz ile ilişkili olduğu düşünülmektedir. Yani aktif faz azaldıkça entalpi değeri de azalmakta, aktif faz arttıkça entalpi değeri artmaktadır. Ayrıca ısıtma ve soğutma durumlarındaki entalpi değişimlerinin birbirine eşit olmadığı görülmektedir. Bunun nedeni, ısıtma ve soğutma sırasında dönüşüm boyunca oluşan akustik emisyonlardan kaynaklandığı düşünülmektedir [63].

60 dakika ısıtıl işlem görmüş ve farklı ısıtma hızlarında elde edilen numune ayrı ayrı hava ortamında ve oda sıcaklığındaki suda soğutulmuştur. Hava ortamında 10 °C/dak. ısıtma hızında soğutulan alaşımın austenit dönüşüm sıcaklığı 141,55°C, martensit dönüşüm sıcaklığı ise 128,42 °C'dir. Suda 10 °C/dak. ısıtma hızında soğutulan alaşımın austenit dönüşüm sıcaklığı 140,37 °C, martensit dönüşüm sıcaklığı ise 119,78 °C'dir. Hava ortamında soğutulan numune oda sıcaklığındaki suda soğutmaya göre daha yüksek sıcaklıklarda dönüşüm sergilemektedir. Yani daha yavaş soğuyan numunenin dönüşüm sıcaklığı daha hızlı soğuyan numuneye göre daha yüksektir. Hava ortamında soğutulan numunelerin histeresizi daha dardır ve ayrıca entalpi değerleri suda soğutulan numunenin entalpi değerlerinden daha büyüktür.

Isıl işlemsiz numuneyi, ısıtıl işlemli hava ortamında ve suda soğutulan numuneler ile kıyaslayacak olursak, histeresizleri ve dönüşüm sıcaklıkları birbirine yakın değerlerdedir. Bu da malzemenin kararlı yapıda olduğunu gösteriyor.

6.3.2. 300 °C'de 120 dakika ısıtıl işlem uygulanmış hava ortamında ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC analizleri

Parça halinde bulunan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımlarına 300 °C'de 120 dakika ısıtıl işlem uygulanarak hava ortamında ve oda sıcaklığındaki suda ayrı ayrı soğutuldu. Isıl işlem uygulanan alaşımların DSC analizleri 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika tarama hızlarında alındı. 10 °C/dak. tarama hızında alınan DSC grafikleri örnek olarak Şekil 6.5.a-b'de verildi. DSC eğrilerinden dönüşüm sıcaklıkları bulundu. Hava ortamında soğutulan alaşımın dönüşüm sıcaklıkları Çizelge 6.5'te ve suda soğutulan alaşımın dönüşüm sıcaklıkları ise Çizelge 6.6'da verildi.



Şekil 6.5. $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 120 dakika ısıtıl işlem uygulanmış, hava ortamında ve suda soğutulan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrileri

Çizelge 6.5. $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 120 dakika ısıtıl işlem uygulanmış ve havada ortamında soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve $25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{dakika}$ tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri

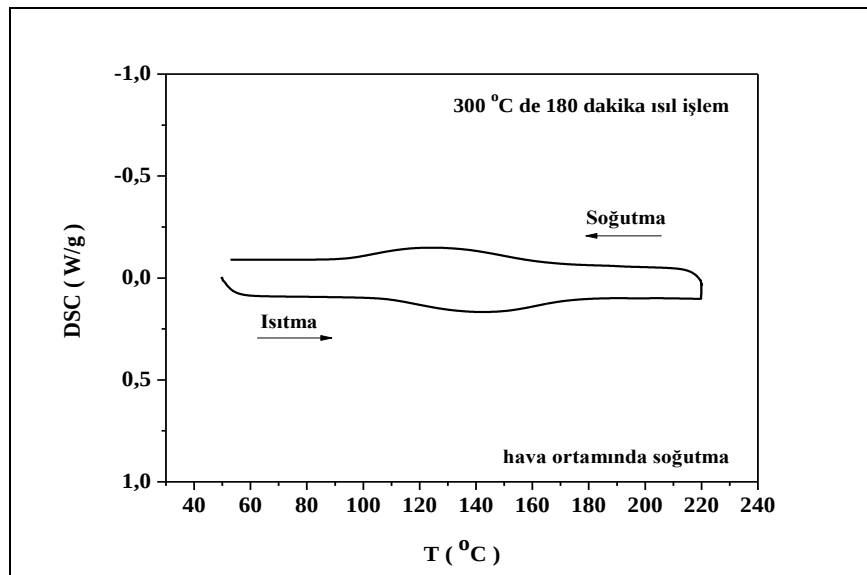
Isıtma hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$)	A_s ($^{\circ}\text{C}$)	A_f ($^{\circ}\text{C}$)	$A_{\max}$ ($^{\circ}\text{C}$)	M_s ($^{\circ}\text{C}$)	M_f ($^{\circ}\text{C}$)	$M_{\max}$ ($^{\circ}\text{C}$)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)
10	113,63	170,08	143,19	160,81	101,07	129,77	19,9783	-20,8208
15	114,11	171,81	146,30	159,79	99,38	126,94	20,2218	-20,5476
20	115,07	173,91	148,12	158,33	96,61	124,54	20,4414	-20,2830
25	115,97	175,93	150,53	157,60	94,31	121,98	20,7989	-20,4125

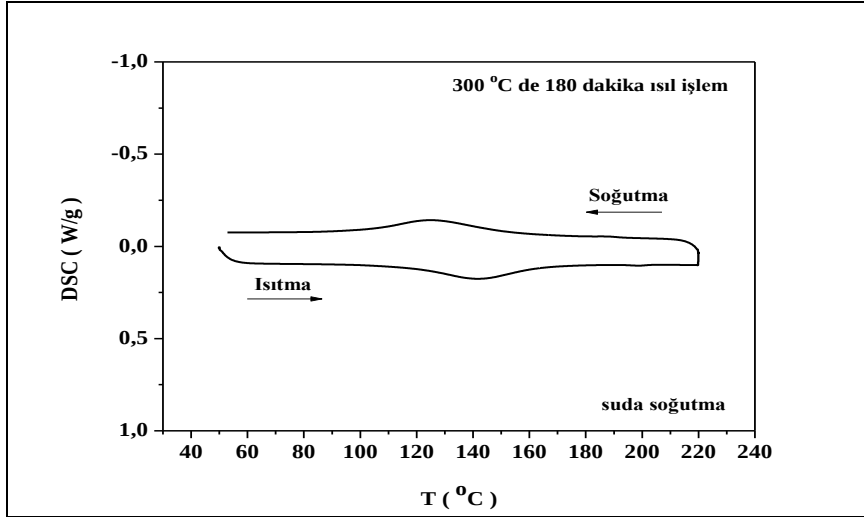
Çizelge 6.6. 300 °C’de 120 dakika ısıt işlem uygulanmış ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri

Isıtma hızı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	$A_{\max}$ (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$M_{\max}$ (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)
10	118,33	157,80	141,69	145,61	103,95	125,46	18,3032	-19,3521
15	119,58	162,37	143,75	144,94	100,34	122,72	18,9977	-19,1481
20	120,50	166,07	145,73	143,72	97,24	120,26	19,2608	-18,8717
25	121,46	169,65	147,97	143,58	93,61	117,86	19,7213	-19,8232

6.3.3. 300 °C’de 180 dakika ısıt işlem uygulanmış hava ortamında ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC analizleri

Parça halinde bulunan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımlarına 300 °C’de 180 dakika ısıt işlem uygulanarak hava ortamında ve oda sıcaklığındaki suda ayrı ayrı soğutuldu. Isıt işlem uygulanan alaşımların DSC analizleri 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika tarama hızlarında alındı. 10 °C/dak. tarama hızında alınan DSC grafikleri örnek olarak Şekil 6.6.a-b’de verildi. DSC eğrilerinden dönüşüm sıcaklıkları bulundu. Hava ortamında soğutulan alaşımın dönüşüm sıcaklıkları Çizelge 6.7’de ve suda soğutulan alaşımın dönüşüm sıcaklıkları ise Çizelge 6.8’de verildi.





Şekil 6.6. 300°C’de 180 dakika ısıtma işlemi uygulanmış, hava ortamında ve suda soğutulan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrileri

Çizelge 6.7. 300°C’de 180 dakika ısıtma işlemi uygulanmış ve hava ortamında soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25°C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri

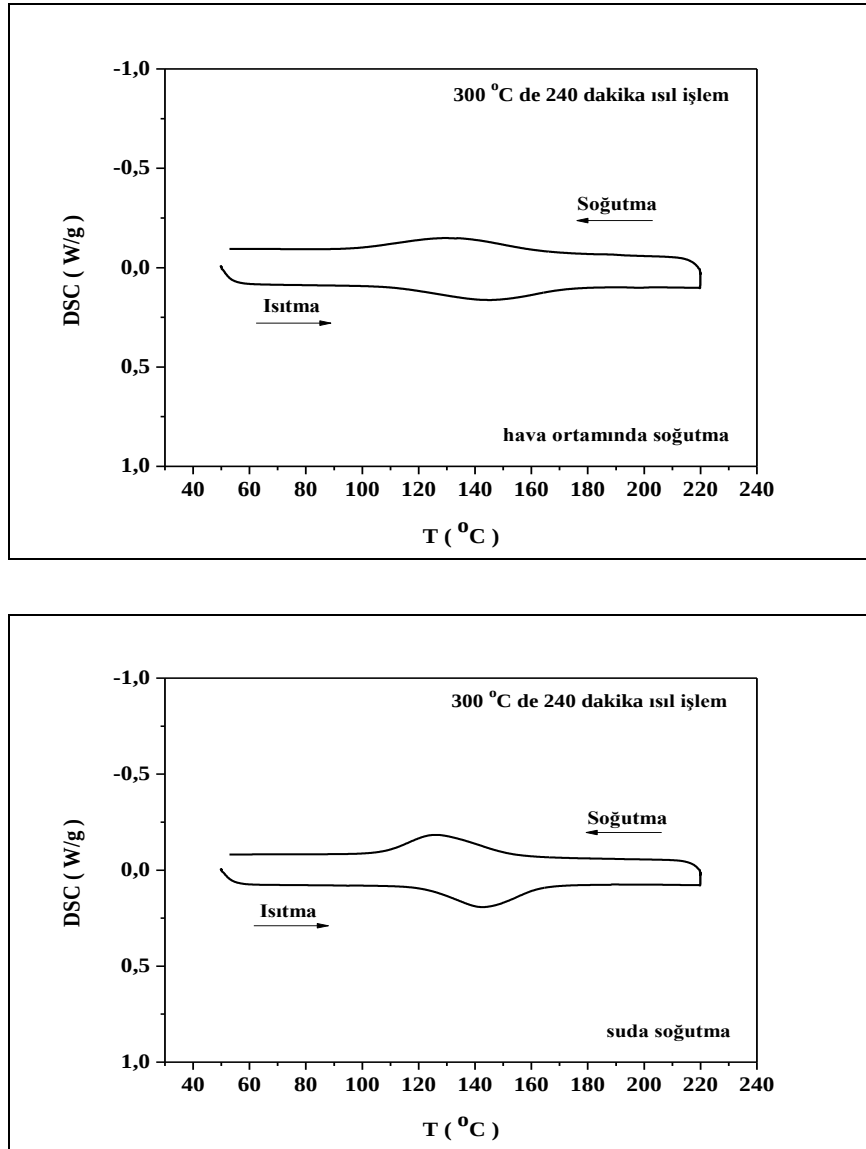
Isıtma hızı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	M_{max} (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)
10	106,40	174,63	141,70	164,31	92,63	126,78	18,8534	-20,2573
15	107,74	176,56	144,53	163,64	90,44	123,45	19,3073	-19,8169
20	108,79	179,26	147,41	162,04	87,96	121,56	19,5803	-19,4677
25	109,53	181,59	149,22	161,04	85,91	118,67	20,0071	-18,9581

Çizelge 6.8. 300 °C’de 180 dakika ısıtma işlemi uygulanmış ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri

Isıtma hızı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	M_{max} (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)
10	115,56	165,15	141,50	155,68	99,75	125,79	15,3934	-16,8257
15	116,56	168,37	143,99	154,20	96,42	122,97	15,6159	-16,2469
20	117,27	171,21	146,37	153,32	93,95	120,94	16,1096	-15,6892
25	117,92	173,90	148,35	151,83	92,06	118,32	16,5790	-15,2200

6.3.4. 300 °C’de 240 dakika ısıtma işlemi uygulanmış hava ortamında ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC analizleri

Parça halinde bulunan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımlarına 300 °C’de 180 dakika ısıtma işlemi uygulanarak hava ortamında ve oda sıcaklığındaki suda ayrı ayrı soğutuldu. Isıtma işlemi uygulanan alaşımların DSC analizleri 10, 15, 20 ve 25°C/dakika tarama hızlarında alındı. 10 °C/dak. tarama hızında alınan DSC grafikleri örnek olarak Şekil 6.7.a-b’de verildi. DSC eğrilerinden dönüşüm sıcaklıkları bulundu. Hava ortamında soğutulan alaşımın dönüşüm sıcaklıkları Çizelge 6.9’da ve suda soğutulan alaşımın dönüşüm sıcaklıkları ise Çizelge 6.10’da verildi.



Şekil 6.7. 300 °C’de 240 dakika ısıtma işlemi uygulanmış, hava ortamında ve suda soğutulan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının DSC eğrileri

Çizelge 6.9. 300 °C’de 240 dakika ısıtma işlemi uygulanmış ve hava ortamında soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri

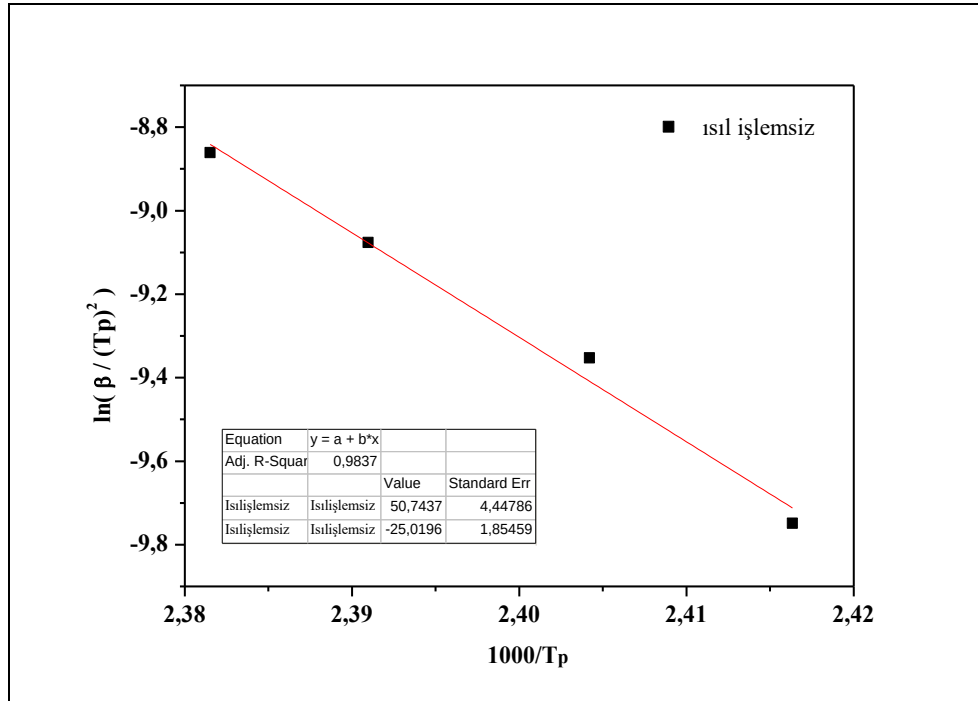
Isıtma hızı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	$A_{\max}$ (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$M_{\max}$ (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)
10	110,51	173,59	144,74	164,60	95,11	129,79	16,3649	-17,8716
15	111,56	176,19	145,61	163,85	98,68	129,12	16,3727	-17,3840
20	112,07	178,14	148,14	162,73	92,02	126,48	16,6903	-17,2337
25	113,08	180,33	150,59	161,56	90,09	124,41	17,1146	-17,1043

Çizelge 6.10. 300 °C’de 240 dakika ısıtma işlemi uygulanmış ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25 °C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda bulunan dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri

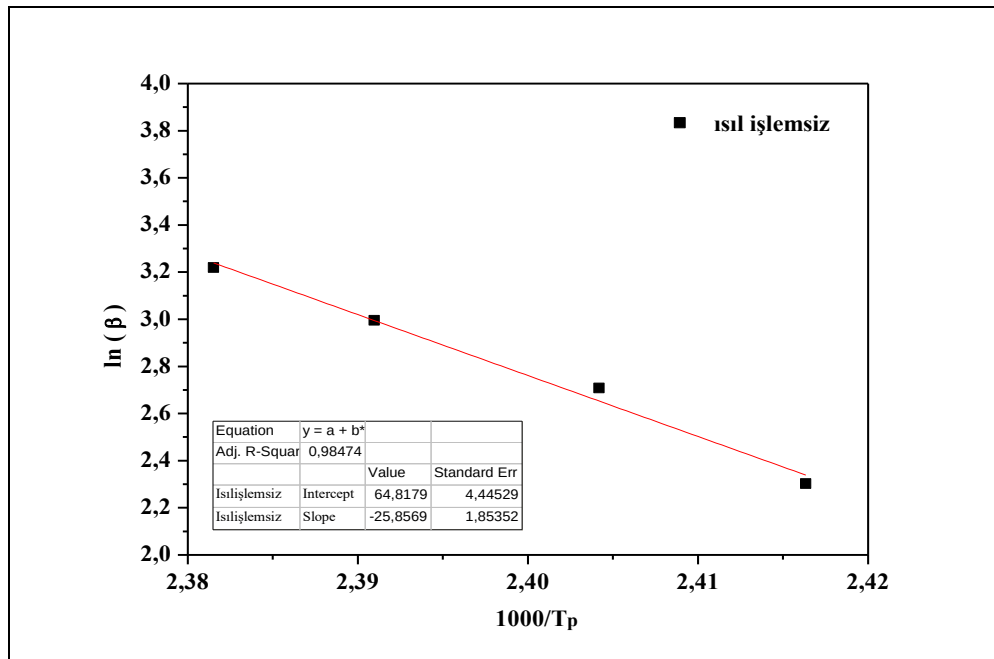
Isıtma hızı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	$A_{\max}$ (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$M_{\max}$ (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)
10	120,59	164,27	142,52	154,74	106,48	126,46	19,7563	-20,5890
15	121,82	166,95	145,26	152,73	103,17	123,71	19,7360	-20,2583
20	122,66	169,36	148,06	151,69	100,08	121,26	20,0360	-20,104
25	123,79	171,95	150,05	150,64	97,19	119,12	20,4202	-19,7947

6.4. Aktivasyon Enerjisi Hesaplamaları

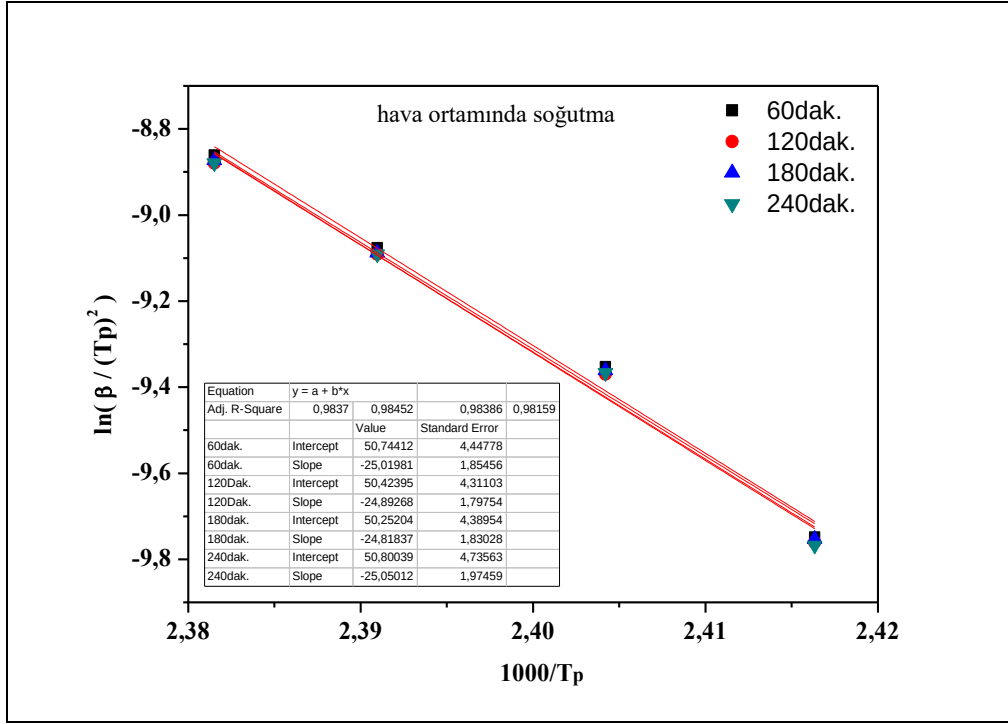
Parça halinde bulunan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımlarına 300°C’de 60, 120, 180 ve 240 dakika ısıtma işlemi uygulanarak hava ortamında ve oda sıcaklığındaki suda ayrı ayrı soğutuldu. Isıtma işlemi uygulanmayan (Şekil 6.8-9) ve ısıtma işlemi uygulanan alaşımların (Şekil 6.10-13) DSC analizleri 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika tarama hızlarında alınarak, Kissinger ve Ozawa metodları kullanılarak ayrı ayrı austenit dönüşümünün aktivasyon enerjileri hesaplanması için grafikler çizildi. Ayrıca karşılaştırma yapabilmek için farklı ısıtma hızlarında hava ortamında soğutulan numunelerin Kissinger ve Ozawa grafikleri bir arada verildi. Aynı şekilde farklı ısıtma hızlarında suda soğutulan numunelerin Kissinger ve Ozawa grafikleri de yine bir arada verildi (Şekil 6.8-13). Hesaplanan aktivasyon enerjisi değerleri Çizelge 6.11’de verildi.



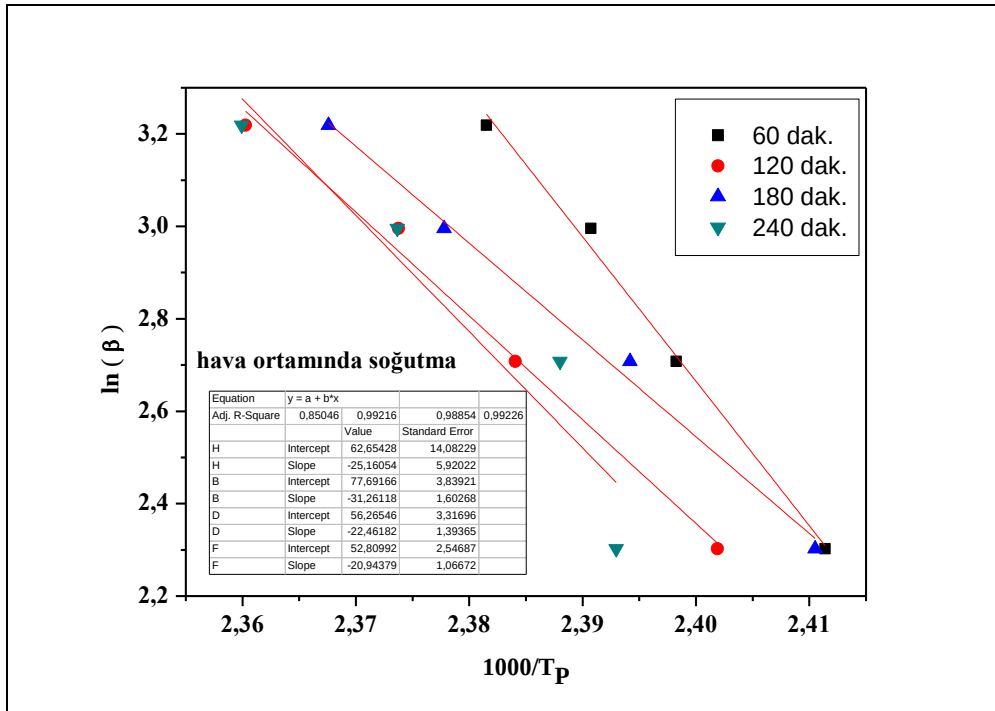
Şekil 6.8. Isıl işlem uygulanmayan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşıımının Kissenger eğrisi



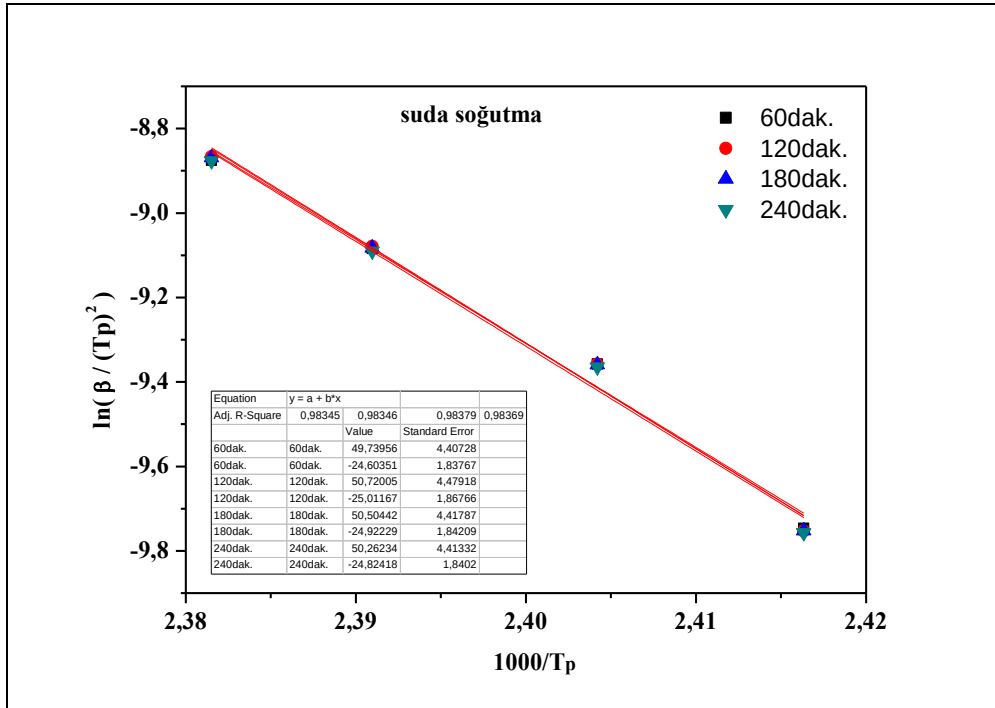
Şekil 6.9. Isıl işlem uygulanmayan $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşıımının Ozawa eğrisi



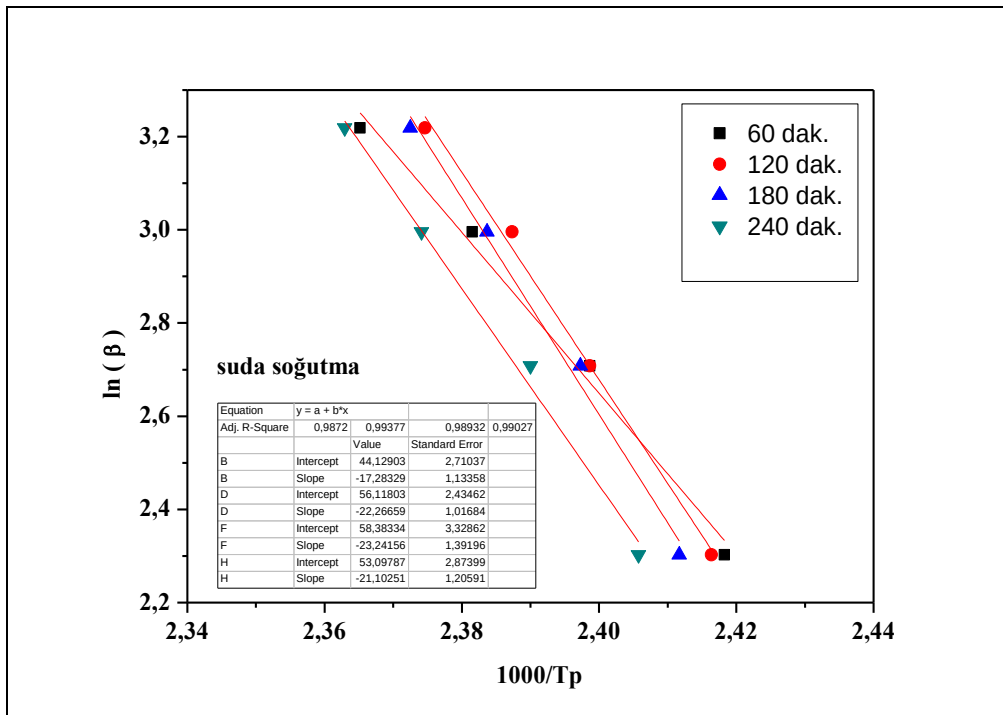
Şekil 6.10. 300 °C’de 60, 120, 180 ve 240 dakika ısıtım işlem uygulanarak hava ortamında soğutulan alaşımların Kissenger eğrileri



Şekil 6.11. 300 °C’de 60, 120, 180 ve 240 dakika ısıtım işlem uygulanarak hava ortamında soğutulan alaşımların Ozawa eğrileri



Şekil 6.12. 300 °C’de 60, 120, 180 ve 240 dakika ısıl işlem uygulanarak suda soğutulan alaşımların Kissenger eğrileri



Şekil 6.13. 300 °C’de 60, 120, 180 ve 240 dakika ısıl işlem uygulanarak suda soğutulan alaşımların Ozawa eğrileri

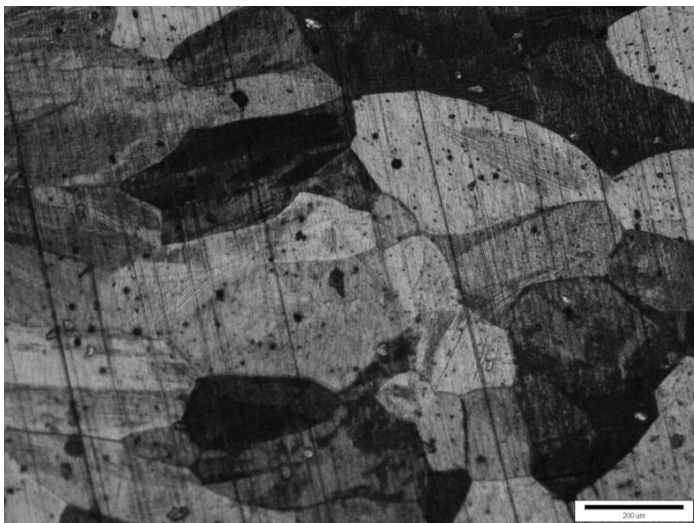
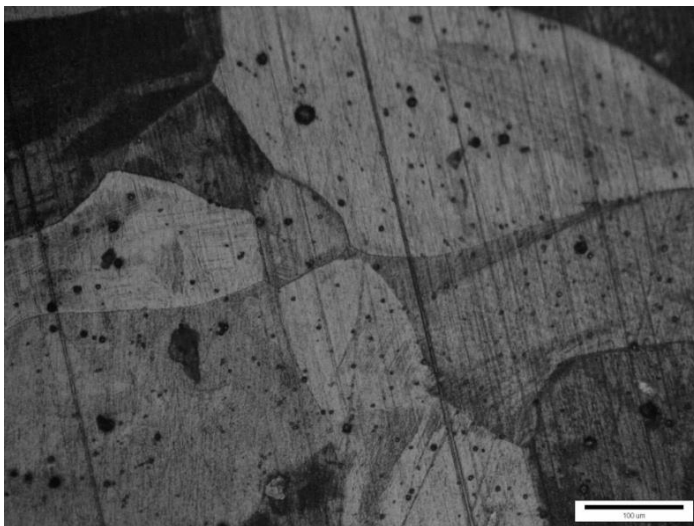
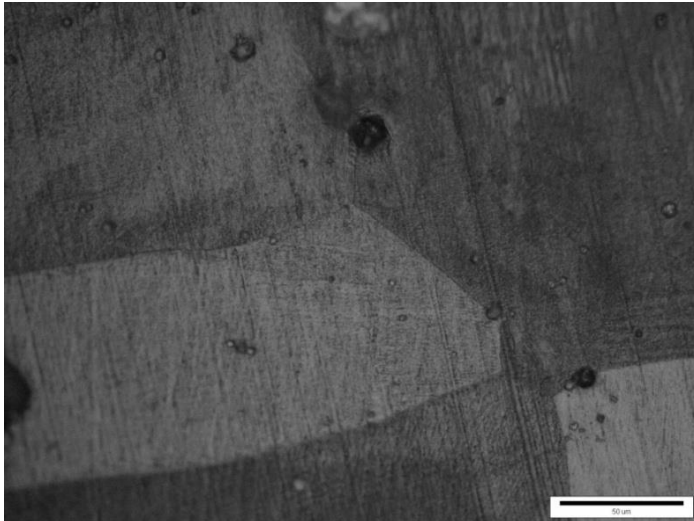
Çizelge 6.11. Farklı ısıtma işlemli ve farklı soğutma uygulanmış $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının Kissenger ve Ozawa eğrilerinden hesaplanan martensit-austenit geçişin aktivasyon enerjisi değerleri

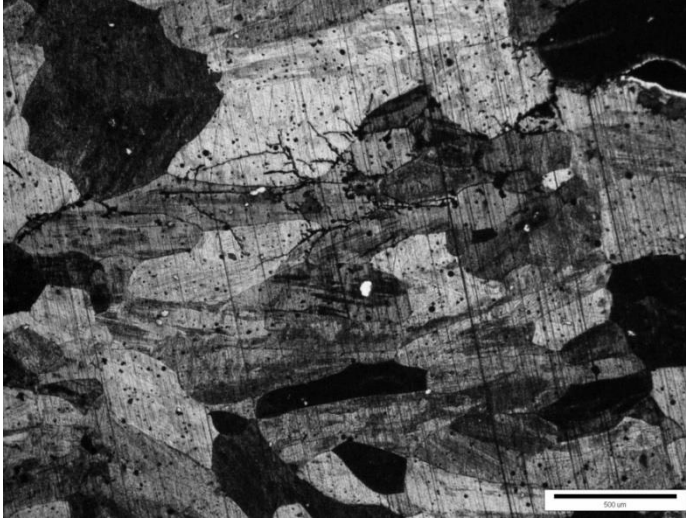
Aktivasyon enerjileri (J/mol)	Isıtma işlemli	Hava ortamında soğutma				Suda soğutma			
		60 dak. ısıtma işlemli	120 dak. ısıtma işlemli	180 dak. ısıtma işlemli	240 dak. ısıtma işlemli	60 dak. ısıtma işlemli	120 dak. ısıtma işlemli	180 dak. ısıtma işlemli	240 dak. ısıtma işlemli
Kissenger Metodu	208,0	253,0	179,8	167,2	202,2	136,8	204,4	186,3	168,5
Ozawa Metodu	204,4	247,1	177,5	165,5	198,8	136,6	176,0	183,7	166,8

Çizelge 6.11'deki aktivasyon enerjileri karşılaştırıldığında iki farklı metotla bulunan aktivasyon enerjilerinin değerleri birbirine yakın değerlere sahiptir. Bu da deneysel sonuçların birbirleriyle tam uyumunu gösterir.

6.5. Metalografik Gözlem Sonuçları

Ani soğutulan numunelerin tane büyüklüklerinin belirlenmesi amacıyla yüzey mikrograflarının alınması için kesilmiş olan alaşımların yüzeyleri parlatıldı. Parlatma esnasında sıcaklığa maruz kalmaması için parlatma işlemi su altında yapıldı. Parlatılmış numunelerin tane boyutlarının netleştirmek için 5 gr FeCl_3 +100 ml metanol+20 ml HCl çözeltisinde numuneler 30 saniye kadar dağlandı. Dağlama yapılmış alaşımların metal mikrografları Resim 6.2'de verildi. Elde edilen alaşımların tane boyutları 100 μm den büyük olduğu görüldü. Yüzey mikrograflarında tane sınırları belirgindir. Martensit plakaların bu sınırlarda keskin bir şekilde kesilmiş olduğu görüldü. Tanelerden bazılarında farklı yönelimlere sahip martensit plakaların varlığı söz konusudur.





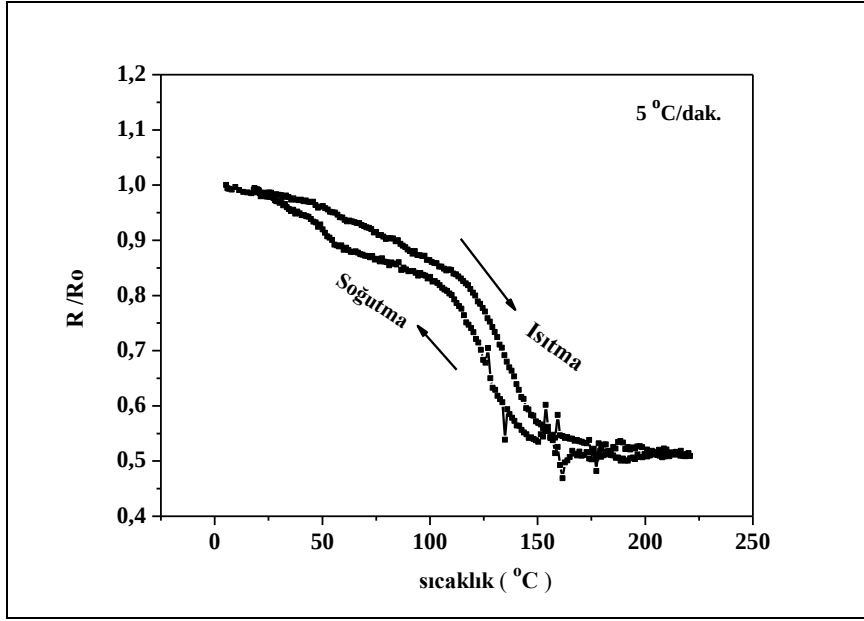
Resim 6.2. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımasının yüzey mikrografları

6.6. Elektriksel Direnç Ölçüm Sonuçları

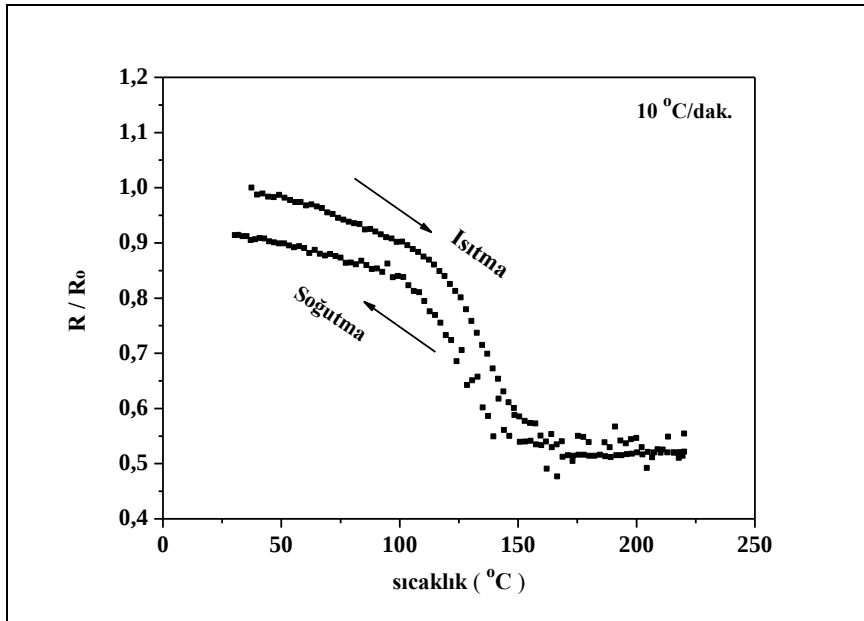
$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımasının sıcaklık ile direnç değişimlerini gözlemek için oda sıcaklığından 0-250 °C sıcaklık aralığında ölçümler alındı. Ölçüm esnasında sistem içerisindeki numunelerin oksitlenmemesi için 200 mL/dakika akış hızında yüksek saflıkta argon gazı uygulandı. 500 mA akım uygulanarak 5, 10, 15 ve 20 °C/dakika ısıtma/soğutma hızlarında elektriksel ölçümler alındı. Alınan elektriksel ölçüm sonuçları Şekil 6.14-17’de verildi.

Şekil hafızalı alaşımların elektriksel dirençleri sıcaklık değişimlerine karşı duyarlıdır ve dönüşüm sıcaklıklarını belirlemede elektriksel direnç-sıcaklık eğrilerinden yararlanılabilir. Ölçümlerin alınacağı sıcaklık aralığı doğru belirlenebilirse bu eğriler üzerinde A_s , A_f , M_s , M_f değerleri bulunabilir.

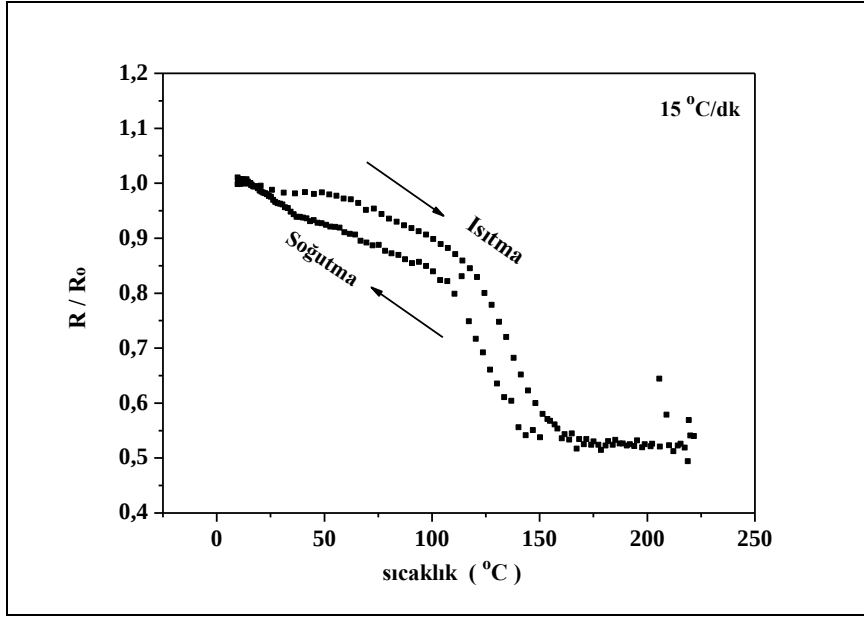
Elde edilen direnç-sıcaklık grafiklerinde, ısıtma ve soğutma döngüsünde belirlenen A_s , A_f , M_s ve M_f sıcaklıkları, DSC ölçümleri ile belirlenen dönüşüm sıcaklıkları ile uyum içerisinde.



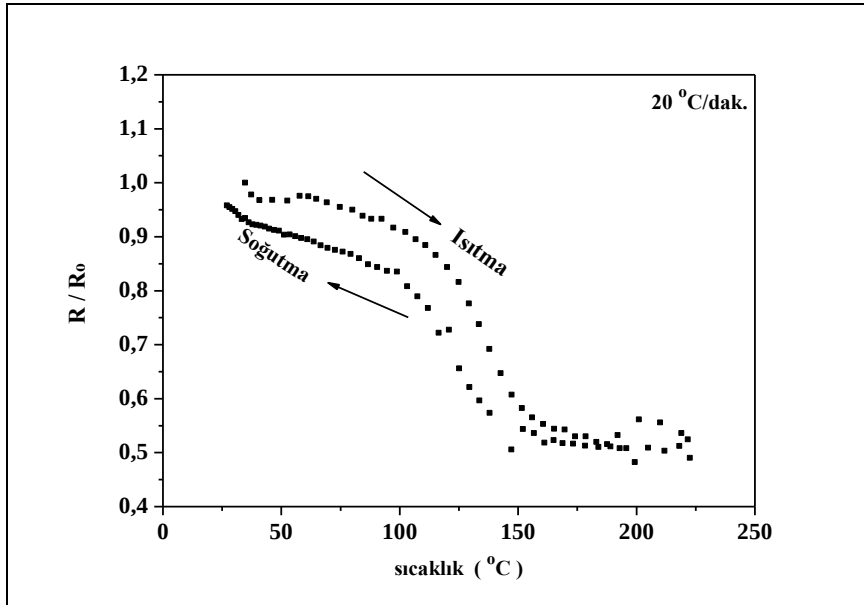
Şekil 6.14. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 5 $^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$ tarama hızında alınan direnç değişim grafikleri



Şekil 6.15. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10 $^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$ tarama hızında alınan direnç değişim grafikleri



Şekil 6.16. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının $15\text{ }^{\circ}\text{C/dak.}$ tarama hızında alınan direnç değişim grafikleri



Şekil 6.17. $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının $20\text{ }^{\circ}\text{C/dak.}$ tarama hızında alınan direnç değişim grafikleri

7. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, dökümü yapılacak olan alaşımın alaşım oranları bulunup “Eş. 5.1” kullanılarak e/a oranı 8,17 olarak hesaplandı. Ark ergitme sistemi ve metodu kullanılarak numune saf argon atmosferi altında ingot halindeki $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımı elde edildi. İngot şeklindeki numuneyi homojenleştirmek için yüksek saflıktaki argon atmosferi altında 900°C ’de 17 saat homojenleştirme işlemine tabi tutuldu ve tuzlu-buzlu suda ani soğutuldu. İngot şeklinde üretilen $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımı, DSC, TG/DTA, X-ışınları Difraksiyonu, SEM, Optik Mikroskop Ölçümleri ve Elektriksel Ölçümler yapılabilmesi için kesme işlemine tabi tutuldu. Elde edilen deneysel veriler aşağıdaki gibi özetlendi:

$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının SEM-EDS analizleri için, alaşımın farklı bölgelerinden alınan EDS analizlerinin ortalama değerleri alınarak atomikçe yüzde olacak şekilde alaşım oranları hesaplandı. Ni-Mn-Sn alaşımının atomikçe yüzde oranları sırasıyla Ni-49,68 Mn-38,46 Sn-11,86 olarak belirlendi. Alınan EDS analizi sonuçlarından belirlenen alaşım oranlarına yakın değerlere sahip alaşımın elde edildiği görüldü.

$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının elde edilen X-ışını difraktogramı ile alaşımın pik noktaları ve kristal yapısı belirlendi. Alaşımın X-ışını difraktogramına bakıldığında yaklaşık 45° civarı şiddeti en büyük olan (002) piki, 42° civarı (002) piki, 43° civarı (400) piki, 50° civarı (311) piki, 74° civarı (420) piki ve 78° civarı (422) piki olarak belirlendi. Ayrıca literatürde, $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşım sisteminin austenit fazında L_{21} süper örgü tipinde olduğu, martensit fazında $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının Sn miktarına bağlı olarak 10M, 14M veya L_{10} kristal yapılarında olabileceğini belirtilmiştir.

DSC ölçüm sonuçları incelendiğinde, ısıtma işlemi $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımı ile 300°C ’de 60, 120, 180, 240 dakika sürelerde ısıtma işlemi uygulanmış ve ayrı ayrı hava ortamında ve suda soğutulmuş $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ alaşımının 10, 15, 20 ve 25°C /dakika tarama hızlarında alınan DSC analizleri sonucunda austenit martensit dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri belirlenmiştir. Elde edilen veriler değerlendirildiğinde; ısıtma işlemi numunenin ile hava ortamında ve su ortamında soğutulan numuneler ile dönüşüm sıcaklıkları ve histeresizi yakın değerlerdedir. Isıtma hızına bağlı olarak faz geçiş sıcaklıkları değişim göstermektedir. Farklı ısıtma/soğutma hızlarında ayrı ayrı hava ortamında ve suda soğutulan numunelerin ısıtma hızındaki artışla austenit başlama, bitiş ve maksimum

sıcaklıkları da artmakta, martensit başlama, bitiş ve maksimum sıcaklıkları ise tam tersi yönde azalmaktadır. Bunun nedeni martensit dönüşümün daha düşük sıcaklıklarda meydana gelen bir faz dönüşümünden olmasından kaynaklanmaktadır. Isıtma hızına bağlı olarak entalpi değerleri de değişim göstermektedir. Entalpi değişimi aktif fazın dönüşüm miktarı ile ilgilidir. Hava ortamında soğutulan numune ile suda soğutulan numunenin DSC sonuçlarını kıyaslayacak olursak, hava ortamında soğutulan numune oda sıcaklığındaki suda soğutmaya göre daha yüksek sıcaklıklarda dönüşüm sergilemektedir.

DSC ölçüm sonuçları kullanılarak aktivasyon enerjisi, Kissinger ve Ozawa metodu ile hesaplandı. Aktivasyon enerjileri karşılaştırıldığında, iki farklı metotla bulunan aktivasyon enerjilerinin değerleri birbirine yakın değerlere sahiptir. Bu da deneysel sonuçların birbirleriyle tam uyumunu gösterir.

Numunelerin tane büyüklüklerinin belirlenmesi amacıyla yüzey mikrografları alındı. Elde edilen alaşımların tane boyutları 100 μm den büyük olduğu görüldü. Yüzey mikrograflarında tane sınırları belirgindir. Martensit plakaların bu sınırlarda keskin bir şekilde kesilmiş olduğu görüldü. Tanelerden bazılarında farklı yönelimlere sahip martensit plakaların varlığı söz konusudur.

Elektriksel direnç ölçümleri 0°C-250°C aralığında dört uç yöntemi kullanılarak alındı. 500 mA akım uygulanarak 5, 10, 15 ve 20°C/dakika ısıtma/soğutma hızlarında elektriksel ölçümler alındı. Elektriksel direncin sıcaklığa bağlı olarak değişimi (R-T) faz diyagramlarının belirlenmesinde kullanılan bir yöntemdir. Elde edilen direnç-sıcaklık grafiklerinde, ısıtma ve soğutma döngüsünde belirlenen A_s , A_f , M_s ve M_f sıcaklıkları, DSC ölçümleri ile belirlenen dönüşüm sıcaklıkları ile uyum içerisindedir.

Bundan sonraki çalışmalarda;

- NiMnSn alaışımının manyetik özellikleri incelenebilir.
- NiMnSn alaşımlarıyla farklı ısıtma ve soğutma uygulanabilir.
- Bu alaşımlara dördüncü bir element katılıp, etkisi incelenebilir.
- Faz dönüşümünün sıcaklığa bağlı TEM (geçirmeli elektron mikroskop) ölçümleri incelenebilir.

KAYNAKLAR

1. Kaya, M. (2008). *Toz Metalürjisi ile Üretilen Şekil Hatırlamalı Alaşımların Metalürjik ve Mekanik Karakteristiklerinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, Fırat üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 127.
2. Kaya, M., Çakmak, Ö., Saygılı, T., ve Atılı, K. (2016). Şekil Hafızalı Alaşımlarda Martensitik Faz Dönüşümü ve Şekil Hafıza Mekanizması, *Selçuk Üniversitesi Teknik-Online Dergi*, 15(3), 157-172.
3. Nurveren, K. ve Akdoğan, A. (2005, Aralık). NiTi Şekil Hafızalı Alaşım Üretimi, *Makine Teknik*, 12(98), 98-104.
4. Nurveren, K. ve Akdoğan, A. (2003). Şekil Hafızalı Alaşımlar ve Temel Özellikleri, *MakinaTek*, 2(64), 52-58.
5. Jani, J. M., Leary, M., Subic, A. and Gibson, M. A. (2014). A Review of Shape Memory Alloy Research, Applications and Opportunities, *Materials and Design* 56(2014), 1078-1113.
6. Arghavani, J. (2010). *Thermo-mechanical behavior of shape memory alloys under multiaxial loading: constitutive modeling and numerical imlementation at small and finite strains*, PhD Thesis, Sharif University of Technology Mechanical Engineering Department, 186.
7. Otsuka, K. and Ren, X. (2005). Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys, *Progress in Materials Science*, 50(5), 511–678.
8. Srinivasan, A. V. and Mcfarland, D. M. (2001). *Shape Memory Alloys*, Smart Structures, Cambridge University Press, Cambridge, 26–72.
9. Wayman, C. M. and Shimizu, K. (1972). The Shape Memory Effect in Alloys, *Metal Science Journal*, 6(1), 176-183.
10. Golestaneh, A. A. (1984). Shape-Memory Phenomena, *Physics Today*, 37(4), 62-70.
11. Durlu, T. N. (2000, 26-29 Eylül). *Difüzyonsuz Faz Dönüşümü Üzerine Yeni Gözlemler*, Türk Fizik Derneği 19. Fizik Kongresi, Fırat Üniversitesi, Elazığ.
12. Mihalcz, I. (2001). Fundamental Characteristics and Design Method for Nickel-Titanium Shape Memory Alloy, *Periodica Polytechnic Mechanical Engineering*. 45(1), 75-86.
13. Santiago Anadon, J. R. (2002). *Large force shape memory alloy linear actuator*, Master Thesis, University of Florida, 122.
14. Daniel J. Fernandes, Rafael V. Peres, Alvaro M. Mendes, and Carlos N. Elias. (2011). Understanding the shape-memory alloys used in orthodontics, *International Scholarly Research Network, ISRN Dentistry*, 1-6.

15. Dilibal, S. (2005). *Nikel-Titanyum Şekil Bellekli Alaşım Üretimi ve Şekil Bellek Eğitimi*, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 6.
16. Gorbet, R. (1996). *A Study of the Stability and Design of Shape Memory Alloy Actuators*, PhD Thesis, University of Waterloo, Canada.
17. Funakubo, H. (1987). *Shape Memory Alloys*, Gordon and Breach Science Publishers, (Translated from the Japanese., J.B.Kennedy), Gordon and Breach Science Publishers, New York.
18. Aydoğdu, A. (1995). *Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımlarındaki Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri*, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
19. Barrett, C. S. and Massalski, T. B. (1980). *Structure of Metal*. (Third edition). Oxford: Pergamon Press, 270-276.
20. Bilby, B. A. and Christian, J. W. (1961). The Crystallography of Martensitic Transformations, *The Journal of the Iron and Steel Institute*, 197, 122-131.
21. Aygahoğlu, A. (1996). *Şekil Bellekli Alaşımlar ve Uygulama Alanları*, Yüksek Lisans Tezi, Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kütahya.
22. Olson, G. B. and Cohen, M. (1975). Thermoelastic Behaviour in Martensitic Transformations, *Scripta Metallurgica.*, 9(11), 1247-1254.
23. Otsuka, K. and Kakeshita, T. (2002). Science and Technology of Shape-Memory Alloys: New Developments, *MRS Bulletin*, 27(2), 91-100.
24. Nishiyama, Z. (1978). *Martensitic Transformation*, New York; Academic Press, 123-136.
25. Ryhanen, J. (1999). *Bicompatibility Evaluation of Nickel Titanium Shape Memory Metal Alloy*, PhD Thesis, Oulu University Library, Oulu, 155.
26. Otsuka, K. and Ren, X. (1999). Recent Development in the Research of Shape Memory Alloys, *Intermetallics* 7(5), 511-528.
27. Akdoğan, A. (2004), Akıllı Malzemeler, *MakinaTek.*, 85, 60-64, İstanbul.
28. Baykara T. (2004). Vizyon 2023 Projesi; Malzeme Teknolojileri Stratejisi Çalışma Raporu, *Tübitak*, Ankara.
29. Planes, A. and Vinals, J. (1983). Effect of Atomic Order on a Martensitic Transformations, *Philosophical Magazine*, 48(4), 501-508.
30. Otsuka, K. and Shimizu, K. (1970). Memory Effects and Thermoelastic Martensite Transformation in Cu-Al-Ni Alloy, *Scripta Metallurgica*, 4(6), 469-472.

31. Otsuka, K. and Shimizu, K. (1986). Pseudoelasticity and Shape Memory Effect in Alloys, *International Metals Reviews*, 31(1), 93-114.
32. Çakmak, S. (1992). *Bakır Bazlı Alaşımlarda Martensit Varyantlarının Grup Kombinasyonları*, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
33. Friend, C. M. (1986). The Effect of Applied Stress on the Reversible Strain in CuZnAl Shape Memory Alloys, *Scripta Metallurgica.*, 20(7), 995-1000.
34. Honna, T. (1986). The Mechanism of the All-Round Shape Memory Effect, Shape Memory Alloys'86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys, *China Academic Publishers*, 83-88.
35. Sade, M., Halter, K. and Hornbogen, E. (1988). The Effect of Thermal Cycling on the Transformation Behaviour of Fe-Mn-Si Shape Memory Alloys, *Z. Metallkunde*, 79(8), 487-491.
36. Tautzenberger, P. (1989). Properties and Applications of Shape Memory Actuators, The Martensitic Transformation in Science and Technology (Eds. E. Hornbogen and N. Jost), Verlag, Germany, *DGM Informations Gesselschaft*, 213-222.
37. Dealey, L., Krishan, R. V., Tas, H. and Warlimont, H. (1974). Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations, *Part 1, Journal of Materials Science*, 9(9), 1521-1535.
38. Saranlı, G., Karabay, Y. Z., Tahran, E. and Bor, Ş. (1997). *Cu-Zn-Al Şekil Bellekli Alaşımların Üretim Karakterizasyonu*, (11-15 Haziran 1997). 9th International Metallurgy and Materials Congress, İstanbul, 1293-1298.
39. Otsuka, K., Saxena, A., Deng, J. and Ren, X. (2011). Mechanism of the Shape Memory Effect in Martensitic Alloys: *an assessment*, *Philosophical Magazine*, 91(36), 4514-4535.
40. Otsuka, K. and Wayman, C. M. (1998). *Shape Memory Materials*, Cambridge, Cambridge University Press, 213.
41. Barrett, C. S. and Massalski, T. B. (1980). *Structure of Metals*, 3rd edition, Oxford, Pergamon Press, 270-276.
42. Roitburd, A.L. and Kurdjumov, G.V. (1979). Nature of Martensite, *Materials Science and Engineering*, 39(2), 141-167.
43. Olson, G. B. and Cohen, M. (1976). A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC $\rightarrow$ HCP transformation *Metallurgical Transactions A*, 7(12), 1897-1904.
44. Olson, G. B. and Cohen, M. (1976). A general mechanism of martensitic nucleation: Part II. FCC $\rightarrow$ BCC and other martensitic transformations, *Metallurgical Transactions A*, 7(12), 1905-1914.

45. Sarı, U. (2004). *Şekil Hatırlamalı Cu-%11.92Al-%3.78Ni Alaşımında Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal ve Mekanik Etkiler*, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale.
46. Bargel, H. J., and Schulze, G. (1993). *Malzeme Bilgisi*, (Almancadan Çeviri), Ş. Güleç ve A. Aran, İstanbul, İstanbul Teknik Üniversitesi Yayınları, 1(1521), 50-54.
47. Aytekin, V. (1966). Metalurji Termodinamiği, İstanbul Teknik Üniversitesi, *Berksoy Matbaası*, İstanbul, 313.
48. Işık, A. (2007). *FePd Ferromagnetik Şekil Hafıza Alaşımının Kristalografisi*, Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta.
49. Ziebeck K. R. A. and Neumann K. U. (2001). *Ni-Mn-Sn*. In: Wijn H.P.J. (eds) *Alloys and Compounds of d-Elements with Main Group Elements, Landolt-Börnstein – Group III Condensed Matter (Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology)*, (Part 2. Vol 32C), Berlin, Heidelberg: Springer, 67-69.
50. Aksu Canbay, C. (2010). *Bakır Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşım Üretimi ve Alaşımların Yapısal, Termal ve Elektriksel Özelliklerinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
51. Ortin, J. and Planes, A. (1989). Thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations, *Acta Metallurgica*, 37(5), 1433-1441.
52. Gökhan, T. (2002). *Şekil Hatırlamalı CuAlNi ve CuZnAl Alaşımları Üzerinde Isıl İşlem Etkilerinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
53. Serway, R. A. and Beichner, R. J. (2002). *Fen ve mühendislik için fizik 1* (Çeviri editörü Kemal Çolakoğlu), Ankara: Palme Yayıncılık, 615-689.
54. Salzbrenner, R. J. and Cohen, M. (1978). On the Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations, *Acta Metallurgica*, 27(5), 739-748.
55. Llopis, J., Piqueras, J. and Bru, L. (1978). On the Equilibrium Transition Temperature of Thermoelastic Martensitic Transformations, *Journal of Materials Science*, 13(6), 1364-1366.
56. Romero, R., Somoza, A., Jurado, M. A., Planes, A. and Manosa, L. (1997). Quenched in Defects and Martensitic Transformation in Cu-Al-Be Shape Memory Alloys, *Acta Materialia*, 45(5), 2101-2107.
57. Zarubova, N., Gemperle, A. and Novak, V. (1997). Initial Stages of γ_2 Precipitation in Aged Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys, *Materials Science Engineering A*, 222(2), 166-174.
58. Lu, L., Lai, M. O. and Lim, A. S. (1995). Mechanical Fatigue of Cu-Based Shape Memory Alloy After Different Heat Treatment, *Scripta Materialia*, 34(1), 157-162.

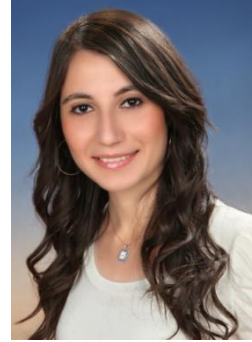
59. Gori, F., Carnevale, D., Doro Altan, A., Nicosia, S. and Pennestri, E. (2006). A New Hysteretic Behavior in the Electrical Resistivity of Flexinol Shape Memory Alloys Versus Temperature, *International Journal of Thermophysics*, 27(3), 866- 879.
60. Novak, V., Sittner, P., Dayananda, G. N., Braz-Fernandes, F.M. and Mahesh, K. K. (2008). Electric Resistance Variation of NiTi Shape Memory Alloy Wires in Thermomechanical Tests: Experiments and Simulation, *Materials Science and Engineering A*, 481-482, 127-133.
61. Wu, S.K., Lin, H.C. and Lin, T.Y. (2006). Electrical Resistivity of Ti-Ni Binary and TiNi-X (X=Fe,Cu) Ternary Shape Memory Alloys, *Materials Science and Engineering A*, 438-440, 536-539.
62. Aygahoğlu A. ve Gürler R. (2009). Şekil Bellekli Alaşımların Karakterizasyonu, *Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 20, 63-68.
63. Kök, M. (2011). *Ni-Mn-Ga Ferromanyetik Şekil Hatırlamalı Alaşımının Fiziksel Özellikleri Üzerine Alaşım Oranı ve Isıl İşlem Etkisinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
64. Dikici, G. (2009). *Fe- % 30 Ni- % Pd ve Fe- %30 Ni- % 1 Pd- % 1 Mo Alaşımlarının Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale.
65. Kissinger, H. E. (1957). Reaction Kinetics in Differential Thermal Analysis, *Analytical Chemistry*, 29(11), 17072-1706.
66. Ozawa, T. (1970). Kinetic Analysis of Derivative Curves in Thermal Analysis, *Journal of Thermal Analysis*, 2(3), 321-324.
67. Lee, J. Y., Mccintosh, G. C., Kaiser, A.B. and Park, Y. W. (2001). Thermopower Behavior for Shape Memory Alloy NiTi, *Journal of Applied Physics*, 89(11), 6223-6227.
68. Zengin, R. (2002). *Bakır Bazlı Alaşımların Basınç ve Radyasyon Etkisi Altında Şekil Hatırlama Davranışlarının İncelenmesi*, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
69. Krenke, T., Acet, M., and Wassermann, E. F. (2005). Martensitic transitions and the nature of ferromagnetism in the austenitic and martensitic states of Ni-Mn-Sn alloys, *Physical Review B* 72, 014412, 1-9.
70. Chabri, T., Venimadhavb, A. and Nath, T. K. (2018). Interplay of austenite and martensite phase inside martensite transition regime and its role on magnetocaloric effect and magnetoresistance in Ni- Mn-Sn based Heusler alloy, *Intermetallics* 102(2018), 65–71.
71. Shamberger, P. J. (2010). *Engineering phase transitions in Heusler alloys: Towards better magnetic refrigerants*, Doctor of Philosophy Thesis, University of Washington, Materials Science and Engineering Department, Washington.

72. Zheng, H., Wang, W., X, Sichuang., Zhai, Q., Frenzel, J. and Luo, Z. (2013). Composition-dependent crystal structure and martensitic transformation in Heusler Ni–Mn–Sn alloys, *Acta Materialia* 61(12), 4648–4656.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : DAĞ, Sevim
 Uyuğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 30.04.1988, Darende
 Medeni hali : Evli
 Telefon : 0 (539) 896 82 29
 e-mail : sevimdemir988@gmail.com



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi / Fen Bilimleri Enstitüsü	Devam ediyor
Lisans	Fırat Üniversitesi / Fizik	2011
Lise	Rize Fener Lisesi	2005

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2019-Halen	Vizyon Koleji	Fizik Öğretmeni
2017-2019	Uğur Okulları	Fizik Öğretmeni
2016-2017	Final Özel Öğretim Kursu	Fizik Öğretmeni

Yayınlar

-

Hobiler

Resim yapmak, Spor yapmak



GAZİ GELECEKTİR..