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

**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

# HOMOJENİZASYON SÜRESİNİN NiMn ALAŞIMINDA ŞEKİL HAFIZA DAVRANIŞI ÜZERİNE ETKİSİ

**DOKTORA TEZİ**

**Murat ESKİL**

**DANIŞMAN**
**Prof. Dr. Kemal ALDAŞ**

**AKSARAY, 2022**

Aksaray Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 132318202 numaralı Doktora öğrencisi Murat ESKİL tarafından hazırlanan **"(HOMOJENİZASYON SÜRESİNİN NiMn ALAŞIMINDA ŞEKİL HAFIZA DAVRANIŞI ÜZERİNE ETKİSİ)**" adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Makine Mühendisliği Anabilim Dalında DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

**Danışman: Prof. Dr. Kemal ALDAŞ**
Üniversite Adı: Aksaray Üniversitesi
Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum .....

**Üye: Prof. Dr. Bülent KURT**
Üniversite Adı: Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi
Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum …….

**Üye: Dr. Öğr. Üyesi Semih BENLİ**
Üniversite Adı: Aksaray Üniversitesi
Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum ……

**Üye: Prof. Dr. Mehmet KAYA**
Üniversite Adı: Tekirdağ Namık Kemal Üniversitesi
Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum …..……

**Üye: Prof. Dr. Bilal DEMİREL**
Üniversite Adı: Erciyes Üniversitesi
Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum …..……

Tez Savunma Tarihi: 14/01/2022.

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

……..……
Doç. Dr. Mehmet Ali HINIS
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

## DOĞRULUK BEYANI

Doktora tezi olarak sunduğum bu çalışmayı, akademik kurallara ve bilimsel etik, ahlak ve geleneklere aykırı düşecek bir yol ve yardıma başvurmaksızın yazdığımı, yararlandığım eserlerin kaynakçada gösterilenlerden oluştuğunu, çalışmamda kullandığım verilerin orijinalliğini ve her türlü intihalden uzak olduğunu beyan ederim.

Enstitü tarafından belli bir zamana bağlı olmaksızın, tezimle ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçlara katlanacağımı bildiririm.

Murat ESKİL

## TEŞEKKÜR

Doktora tez konusunun belirlenmesinde, araştırılmasında ve yazımı sırasında sahip olduğu bilgi birikimi ve tecrübesi ile çalışmayı yönlendiren ve her türlü yardımı esirgemeyen saygıdeğer danışmanım Prof. Dr. Kemal ALDAŞ'a ve yaşamımın her anında manevi desteğini eksik etmeyen Babam Halil İbrahim ESKİL'e teşekkür ederim.

Murat ESKİL

AKSARAY, 2022


.

**İÇİNDEKİLER**

**TEŞEKKÜR** ..... i
**İÇİNDEKİLER** ..... ii
**ÖZET** ..... iii
**ABSTRACT** ..... iv
**ŞEKİLLER DİZİNİ** ..... v
**ÇİZELGELER DİZİNİ** ..... vii
**SİMGELER VE KISALTMALAR** ..... viii
**1. GİRİŞ** ..... 1
**2. KAYNAK ÖZETLERİ** ..... 6
2.1 Ni–Mn Alaşımlarının Kristalografisi ..... 8
2.2 Ni-Mn Şekil Hafızalı Alaşımların Faz Diyagramları ..... 22
2.3 Ni-Mn Alaşımların Morfolojisi ..... 25
2.4 Değerlik Elektronlarının Ni-Mn Şekil Hafızalı Alaşımları Üzerine Etkisi ..... 27
2.5 Malzeme Kompozisyonun Ni-Mn Alaşımlarına Etkisi ..... 33
**3. MALZEME VE YÖNTEM** ..... 46
3.1 X-Işını Difraksiyon Ölçümleri ..... 48
3.2 Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri ..... 49
3.3 Titreşimli Numune Manyetometresi ..... 49
3.4 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri ve EDS Analizleri ..... 50
3.5 Optik Mikroskop Gözlemleri ..... 50
3.6 Vickers Sertlik Ölçümleri ..... 51
**4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA** ..... 52
4.1 Kristalografik İnceleme Sonuçları ..... 52
4.2 İleri ve Ters Dönüşüm Sıcaklıkları İnceleme Sonuçları ..... 86
4.3 Magnetik Alan Altında Mıknatıslanma Ölçümleri ..... 119
4.4 Morfolojik Gözlemler ..... 122
4.5 Sertlik Ölçümü Sonuçları ..... 164
**5. SONUÇ VE ÖNERİLER** ..... 170
**KAYNAKLAR** ..... 172
**ÖZGEÇMİŞ** ..... 187

**DOKTORA TEZİ**

# HOMOJENİZASYON SÜRESİNİN NiMn ALAŞIMINDA ŞEKİL HAFIZA DAVRANIŞI ÜZERİNE ETKİSİ

**Murat ESKİL**

**Aksaray Üniversitesi**
**Fen Bilimleri Enstitüsü**
**Makine Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Danışman: Prof. Dr. Kemal ALDAŞ**

## ÖZET

Son yıllarda literatürde son derece dikkat çeken Ni-Mn-Sb ve Ni-Mn-Sb-Co şekil hafızalı alaşımlarına ısıl işlemlerle şekil hatırlama özelliği kazandırılabilmektedirler. Bu çalışmada; polikristal $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21-x}Co_x$'in (x = 0 veya 8.5) manyetik şekil hafızalı alaşımlarının üzerinde homojenizasyon işleminin etkilerinin belirlenmesi ve Co katkısının, mikroyapı, manyetik ve sertlik özellikleri üzerindeki etkisine odaklanılmıştır. Çalışma esnasında gerçekleştirilen mikroyapı araştırmaları, X-ışını kırınım deneyleri tarafından ortaya konulduğu gibi homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş durumda olan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve Co katkılı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımın yüksek sıcaklıkta farklı fazlara (γ (A1), B2 veya $L2_1$) sahip malzemeler olduğunu göstermektedir. $L1_0$, ve farklı katmanlı martensitlerle ilgili elde edilen veriler farklı yaklaşımlarla tartışılmıştır. Gerçekleştirilmiş olan metalografik gözlemler, katkı elementleri bakımından farklı bölgeler arasında önemli bir ayrım olan dendritik fazlı yapıyı ortaya koymaktadır. DSC ve Termomanyetik ölçümler aracılığıyla, incelenen alaşımlarında geçiş sıcaklıkları ile ilgili bilgi edinilmiştir. Vickers mikrosertlik ölçümlerine dayanarak yapılan mekanik özelliklerin incelenmesi, Co katkısının malzeme sertliği üzerindeki yararlı etkisi olduğunu göstermektedir.

**Anahtar Kelimeler:** NiMnSb ve NiMnSbCo Şekil Hafızalı Alaşımlar, Heusler Alaşımları, Martensitik Dönüşüm, Homojenizasyon İşlemi.

**Ocak, 2022; 187 sayfa**

**PhD. THESIS**

# EFFECT of HOMOGENIZATION TIME on SHAPE MEMORY BEHAVIOUR of NiMn ALLOY

**Murat ESKİL**

**Aksaray University**
**Graduate School of Natural and Applied Science**
**Department of Mechanical Engineering**

**Supervisor: Prof. Dr. Kemal ALDAŞ**

## ABSTRACT

Ni-Mn-Sb and Ni-Mn-Sb-Co shape memory alloys, which have attracted great attention in the literature in recent years, can be given shape memory properties by heat treatment. In this study; the determination of the effects of homogenization on magnetic shape memory alloys of polycrystalline $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21-x}Co_x$'in (x = 0 or 8.5) and the effect of a Co doping on microstructure, magnetic and hardness properties was focused. Microstructure investigations carried out during the study show that $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ an Co doped $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alloy, which has undergone homogenization as revealed by X-ray diffraction experiments, are materials with different phases (γ (A1), B2 or L21) at high temperature. The data obtained on $L1_0$, and different layered martensites are discussed with different approaches. The metallographic observations carried out reveal the dendritic phase structure, which is an important distinction between different regions in terms of additive elements. By means of DSC and Thermomagnetic measurements, information about the transition temperatures of the studied alloys was obtained. Examination of mechanical properties based on Vickers microhardness measurements shows that Co addition has beneficial effect on material hardness.

**Keywords:** NiMnSb and NiMnSbCo Shape Memory Alloys, Heusler Alloys, Martensitic Transformation, Homogenization Process.

**January, 2022; 187 pages**

## ŞEKİLLER DİZİNİ

**Şekil 2.1.** Heusler $X_2YZ$ alaşımlarının $L2_1$ fazı kristal yapısı. ..... 9
**Şekil 2.2.** Ni-Mn alaşımı için $110_{B2}$ ve $111_{L10}$ yansımalarına ait farklı sıcaklıklarda alınmış X ışını spektrumları. ..... 12
**Şekil 2.3.** B2 yüksek sıcaklık fazından oluşan $L1_0$ martensit fazının SEM görüntüleri a) $Ni_{50}Mn_{50}$ alaşımı b) $Ni_{49}Mn_{51}$ alaşımı c) $Ni_{50}Mn_{50}$ alaşımına ait EDS analizi d) EDS analiz sonucu. ..... 13
**Şekil 2.4.** $X_2YZ$ Heusler alaşımlarının kristal yapısı: (a) $L2_1$ tipi kübik kafes yapısından $L1_0$ tipi tetragonal kafes yapısına geçiş; (b) 5M martensit fazındaki kafes çarpıklıklarının şematik gösterimi. ..... 14
**Şekil 2.5.** (a) NiMnGa alaşımında kübik austenit fazının birim hücresi, (b) Beş alt hücreden (kesik çizgilerle gösterilmiştir) oluşan monoklinik 5M martensitin süper hücresi (superlattice) ve (c) 5M martensit fazının sadeleştirilmiş ortalama birim hücresi (kafes modülasyonunu göz ardı ederek) şematik gösterimleri. ..... 15
**Şekil 2.6**. $X_2YZ$ Heusler alaşımlarında 7M fazındaki kafes çarpıklıkları. ..... 16
**Şekil 2.7.** 7M martensit fazına ait monoklinik temel yapının on bitişik birim hücresinin görünümü. (001) atomik düzlemlerin toplam kesilmesi kesikli çizgi ile gösterilmektedir. ..... 17
**Şekil 2.8**. Oda sıcaklığında alınmış Ni-Mn alaşımına ait martensit fazlarının ($L1_0$, 10M, 14M) ve $L2_1$ austenit fazının tipik X-ışını difraksiyon paternleri ..... 18
**Şekil 2.9**. Ni-Mn alaşımı için $L1_0$ martensit fazına ait X ışını spektrumu. ..... ..19
**Şekil 2.10**. Tetragonalitenin (c/a) bir fonksiyonu olarak dönüşüm sıcaklığı ($M_s$) ve elektron/atom oranının (*e*/*a*) değişimi……...20
**Şekil 2.11**. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ile değişim grafiği. ..... 23
**Şekil 2.12**. Gibbs serbest enerjisinin sıcaklık ve manyetik alan bağımlılığı. a) Martensit fazı ferromanyetik ve austenit fazı paramanyetik olduğunda diyagram. b) Martensit fazı paramanyetik ve austenit fazı ferromanyetik olduğunda diyagram ..... 24
**Şekil 2.13**. a) Ni–Mn-Ga alaşımlarının üçlü faz diyagramının bir parçası, b) Belirtilen parçanın tam üçlü faz diyagramında gösterimi ..... 25
**Şekil 2.14**. a) $Ni_{50}Mn_{50}$ alaşımında tetragonal $L1_0$ (2M) martensit fazı b) $Ni_{50}Mn_{30}Ga_{20}$ alaşımında 14M martensit fazı ve c) $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ alaşımında 10M martensit fazına ait tipik SEM görüntüleri ..... 26
**Şekil 2.15.** (a, d) Aydınlık alan TEM görüntileri ve (b, c, e, f) Aydınlık alan TEM görüntüleri ile ilgili elektron difraksiyon paternleri, (a-c) $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{21}$ alaşımında 14M martensit fazı ve (d-f) $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ alaşımında 10M martensit fazı ..... 27
**Şekil 2.16.** Valans elektron sayısı ile değişen Ms değeri ..... 31
**Şekil 2.17.** Valans elektron sayısı ile değişen As değeri ..... 32
**Şekil 2.18.** Valans elektron yoğunluğu ile değişen $M_s$ ve $A_s$ değeri. ..... 32
**Şekil 2.19.** Homojenize edilmiş $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ alaşımına ait SEM görüntüsü ..... 34
**Şekil 2.20.** Homojenize edilmiş ve R1 işlemine tabi tutulmuş a) $Ni_{56}Mn_{25}Ga_{19}$, b) $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ ve c) $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ alaşımlarına ait numunelerin DSC eğrileri ..... 36

**Şekil 2.21.** Homojenize edilmiş $Ni_{56}Mn_{25-x}Ga_{19}Co_x$ numunelerinin a) x=0 % at. b) x=2 % at. ve c) $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ alaşımlarına ait SEM görüntüleri. .. 37
**Şekil 2.22.** Homojenize edilmiş ve R1, R2 ve R3 işlemlerine tabi tutulmuş $Ni_{56}Mn_{25}Ga_{19}$ alaşımına ait numunelerin DSC eğrileri. ..... 37
**Şekil 2.23.** Homojenize edilmiş ve R1, R2 ve R3 işlemlerine tabi tutulmuş $Ni_{56}Mn_{25}Ga_{19}$ alaşımına ait numunelerin mikrografikleri..... 38
**Şekil 2.24.** R1, R2 ve R3 işlemleri sonucunda homojenize edilmiş $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ alaşımına ait numunelerin DSC eğrileri..... 38
**Şekil 2.25.** Homojenize edilmiş ve R1, R2 ve R3 işlemlerine tabi tutulmuş $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ alaşımına ait numunelerin mikrografikleri..... 39
**Şekil 2.26.** Homojenize edilmiş ve R1, R2 ve R3 işlemlerine tabi tutulmuş $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ alaşımına ait numunelerin mikrografikleri..... 39
**Şekil 2.27.** $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ alaşımlarının T (sıcaklık)–x (fazla Ni atom katkısı)-e/a (atom başına değerlik elektronlarının yoğunluğu) arasındaki ilişkiyi gösteren faz diyagramı ..... 40
**Şekil 2.28.** Heusler alaşımlarında Ms sıcaklığının Mn oranı ile değişimi..... 41
**Şekil 2.29.** H Manyetik alanında mıknatıslanmalarının şematik sıcaklık bağımlılıkları a) ferromagnetik ⇔ paramagnetik bir faz geçişi b) ntiferromagnetik ⇔ ferromagnetik faz geçişi ..... 43
**Şekil 3.1.** Üretimi gerçekleştirilmiş olan alaşımların döküm sonrası durumları. ..... 48
**Şekil 3.2.** Lake Shore Marka 7407 Model Titreşimli Numune Manyetometresi ..... 49
**Şekil 3.3.** a) Zeiss Marka EVO 40 model SEM, b) EDX Marka EDAX. ..... 50
**Şekil 3.4.** Nikon MA 200 Imvert tipi optik metal mikroskobu ..... 51
**Şekil 3.5.** Emco Test Durscan sertlik cihazı. ..... 51
**Şekil 4.1.** 1A numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 55
**Şekil 4.2.** 2A numunesi için X-ışını kırınım deseni. ..... 56
**Şekil 4.3.** 1B numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 56
**Şekil 4.4.** 2B numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 57
**Şekil 4.5.** 1C numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 57
**Şekil 4.6.** 2C numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları ..... 58
**Şekil 4.7.** 1D numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 59
**Şekil 4.8.** 2D numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 59
**Şekil 4.9.** 1E numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları. ..... 60
**Şekil 4.10.** 2E numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları ..... 61
**Şekil 4.11.** 1F numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları ..... 61
**Şekil 4.12.** 2F numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları ..... 62
**Şekil 4.13.** 1G numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 63
**Şekil 4.14.** 2G numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 63
**Şekil 4.15.** 1H numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 64
**Şekil 4.16.** 2H numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 65
**Şekil 4.17.** 1I numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları ..... 66
**Şekil 4.18.** 2I numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları ..... 67
**Şekil 4.19.** 1K numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 68
**Şekil 4.20.** 2K numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 68
**Şekil 4.21.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımlarının $110_{B2}$ ve $111_{L10}$ yansımalarına ait farklı homojenizasyon sıcaklıkları için alınmış X-ışını spektrumları..... 70
**Şekil 4.22.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımlarının $110_{B2}$ ve $111_{L10}$ yansımalarına ait farklı homojenizasyon süreleri için alınmış X-ışını spektrumları ..... 71

**Şekil 4.23.** DSC tekniğinde ileri ve ters dönüşüm eğrilerinin teğetlerine çizilen doğruların kesişimlerinden elde edilen dönüşüm sıcaklık değerlerinin temsili gösterimi ..... 87
**Şekil 4.24.** 1A ve 2A numunelerinin 5 °C/dak. hızında ısıtma ve soğutma DSC eğrileri ..... 88
**Şekil 4.25.** 1A numunesinin a) ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M(T) magnetizasyon eğrileri b) soğutma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi ..... 91
**Şekil 4.26.** 2A numunesinin ısıtma ve soğutma M(T) magnetizasyon eğrileri ..... 92
**Şekil 4.27.** 1B numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M(T) magnetizasyon eğrileri b) ısıtma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi ..... 94
**Şekil 4.28.** 2B numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri. ..... 95
**Şekil 4.29.** 1C numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri b) ısıtma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi ..... 96
**Şekil 4.30.** 2C numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri b) soğutma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi. ..... 97
**Şekil 4.31.** 2C numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M(T) magnetizasyon eğrileri b) soğutma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi ..... 98
**Şekil 4.32.** 1D numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri b) ısıtma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi ..... 99
**Şekil 4.33.** 2D numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri ..... 100
**Şekil 4.34.** 2E numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri..... 101
**Şekil 4.35.** 2E numunesinin ısıtma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri ve b) soğutma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi ..... 102
**Şekil 4.36.** 1F numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri..... 103
**Şekil 4.37.** 1F numunesinin ısıtma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M(T) magnetizasyon eğrileri ve b) soğutma işleminin fonksiyonu..... 105
**Şekil 4.38.** 2F numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri..... 106
**Şekil 4.39.** 2F numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma M(T) magnetizasyon egrileri 107
**Şekil 4.40.** a) $Ni_{50}Mn_{37}Sb_{13}$ ve b) $Ni_{50}Mn_{27}Sb_{23}$ numunelerinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri ……..108
**Şekil 4.41.** 1G numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri……...108
**Şekil 4.42.** 2G numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri ..... 109
**Şekil 4.43.** 1H numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri ..... 109
**Şekil 4.44.** 2H numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri ..... 110
**Şekil 4.45.** 2H numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma M (T) eğrileri ..... 111
**Şekil 4.46.** 1I numunesinin ısıtma ve soğutma M(T) magnetizasyon eğrileri..... 112
**Şekil 4.47.** 1I numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma M (T) eğrileri ..... 113
**Şekil 4.48.** 2B numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları..... 114
**Şekil 4.49.** 2I numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma M (T) eğrileri ..... 115
**Şekil 4.50.** 1K numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) eğrileri ı ..... 116
**Şekil 4.51.** 2K numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) eğrileri ..... 117
**Şekil 4.52.** 2K numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma M (T) eğrileri..... 118

**Şekil 4.53.** 1000 °C de 1 saat homojenize edilen Ni50Mn29Sb21 alaşımı için 35 °C, 215 °C, 230 °C, 265 °C ve 315 °C sıcaklıklarda M (H) manyetik histerezis halkaları. ..... 120
**Şekil 4.54.** 1000 °C de 1 saat homojenize edilen $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımı için 235 °C, 255 °C, 315 °C, 390 °C ve 450 °C sıcaklıklarda M (H) manyetik histerezis halkaları ..... 121
**Şekil 4.55.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının 1A Numunesinin mikro yapısı ..... 122
**Şekil 4.56.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının 1A Numunesine ait EDS spektrumları ..... 123
**Şekil 4.57.** 1A numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları ..... 124
**Şekil 4.58.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2A Numunesinin mikro yapısı ..... 125
**Şekil 4.59.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2A Numunesinin mikro yapısı ..... 126
**Şekil 4.60.** 2A numunesinin EDS analizleri ..... 127
**Şekil 4.61.** 2A numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı ..... 128
**Şekil 4.62.** 1B numunesine ait mikro yapı ..... 129
**Şekil 4.63.** 1B numunesine ait martensit plakaları ..... 129
**Şekil 4.64.** 2B numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 130
**Şekil 4.65.** 2B numunesine ait EDS analizi ..... 131
**Şekil 4.66.** 2B numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı ..... 132
**Şekil 4.67.** 1C numunesine ait martensit plakaları ..... 133
**Şekil 4.68.** 1C numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı ..... 133
**Şekil 4.69.** 2C numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 134
**Şekil 4.70.** 2C numunesine ait martensit plakalar ve çökelti fazları ..... 135
**Şekil 4.71.** 1D numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 136
**Şekil 4.72.** 1D numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit plakalar. ..... 136
**Şekil 4.73.** 2D numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 137
**Şekil 4.74.** 2D numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı ..... 138
**Şekil 4.75.** 1E numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 139
**Şekil 4.76.** 1E numunesine ait dendritik yapılar ..... 139
**Şekil 4.77.** 2E numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 140
**Şekil 4.78.** 2E numunesine ait dendritik yapılar ..... 141
**Şekil 4.79.** 1F numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 141
**Şekil 4.80.** 1F numunesine ait EDS analizleri a) Spot 1 b) Spot 2 c) Seçili Alan 1 142
**Şekil 4.81.** 1F numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı ..... 143
**Şekil 4.82.** 2F numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 144
**Şekil 4.83.** 2F numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları ..... 145
**Şekil 4.84.** 1G numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 146
**Şekil 4.85.** 1G numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları ..... 147
**Şekil 4.86.** 2G numunesine ait SEM mikro yapısı. ..... 148
**Şekil 4.87.** 2G numunesine ait EDS analizleri a) Spot 1 b) Spot 2 c) Spot 3 ..... 149
**Şekil 4.88.** 2G numunesine ait dendritik yapılar ve L10 martensit fazı plakaları .. 150
**Şekil 4.89.** 1H numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 151
**Şekil 4.90.** 1H numunesine ait martensit plakaları ..... 151
**Şekil 4.91.** 2H numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 152
**Şekil 4.92.** 2H numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları ..... 153
**Şekil 4.93.** 1I numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 154
**Şekil 4.94.** 1I numunesine ait martensit plakaları ..... 154
**Şekil 4.95.** 2I numunesi ait SEM mikro yapısı ..... 155
**Şekil 4.96.** 2I numunesine ait EDS analizleri a) Spot 1 b) Spot 2 c) Spot 3. ..... 157
**Şekil 4.97.** 2I numunesine ait dendritik yapılar ve martensit plakaları ..... 158

**Şekil 4.98.** 1K numunesine ait SEM mikro yapısı ..... 158
**Şekil 4.99.** 1K numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları ..... 159
**Şekil 4.100.** 2K numunesine ait SEM mikro yapısı. ..... 160
**Şekil 4.101.** 2K numunesine ait EDS analizleri a) Seçili Alan 1 b) Seçili Alan 2 c) Seçili Alan 3 ..... 161
**Şekil 4.102.** 2K numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları ..... 162
**Şekil 4.103.** Alaşım 1 için homojenizasyon sıcaklığına göre HV ortalamalarının değişimi ..... 167
**Şekil 4.104.** Alaşım 2 için homojenizasyon sıcaklığına göre HV ortalamalarının değişimi. ..... 167
**Şekil 4.105.** Alaşımı 1 için homojenizasyon süresine göre HV ortalamalarının değişimi ..... 168
**Şekil 4.106.** Alaşım 2 için homojenizasyon süresine göre HV ortalamalarının değişimi. ..... 168

## ÇİZELGELER DİZİNİ

**Çizelge 2.1.** Bazı NiMnGa alaşımlarının kimyasal kompozisyonları ve kritik sıcaklıklar ..... 8
**Çizelge 2.2.** Modüle edilmemiş martensit fazına ait kafes sabitleri ve tetragonalite değerleri. ..... 20
**Çizelge 2.3.** Yüksek sıcaklık fazları ve modüle edilmemiş martensit fazına ait kafes sabitleri ve tetragonalite değerleri. ..... 21
**Çizelge 2.4.** 5M ve 7M martensit fazlarına ait kafes sabitleri ve tetragonalite değerleri ..... 21
**Çizelge 2.5.** 10M ve 14M martensit fazlarına ait kafes sabitleri ve tetragonalite değerleri ..... 22
**Çizelge 2.6.** Bazı Ni-Mn bazlı ŞHA'ların alaşım kompozisyonları, $e_v/a$ değerleri ve bazı dönüşüm sıcaklıkları ..... 29
**Çizelge 2.7.** Homojenize edilmiş $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ ve $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ alaşımlarına ait $\gamma$ fazının EDS analizi (Belirtilen değerler atomik orandır) .....34
**Çizelge 2.8.** 550 °C ye kadar numunelere uygulanan termal işlemler (WQ: su ile soğutma).....35
**Çizelge 3.1.** Çalışmada kullanılan alaşımların kompozisyonları ve ev/a değerleri ...46
**Çizelge 3.2.** Numunelere uygulanan ısıl işlemler. ..... 46
**Çizelge 3.3.** Homojenizasyon sıcaklığına göre numune adları. ..... 47
**Çizelge 3.4.** Homojenizasyon süresine göre numune adları. ..... 47
**Çizelge 4.1.** Elde edilen X-ışını difraktoğramlarına ait 25°-52° arasında kalan yansıma düzlemleri ve fazlar. ..... 53
**Çizelge 4.2.** Elde edilen X-ışını difraktoğramlarına ait 52°-83° arasında kalan yansıma düzlemleri ve fazlar ..... 54
**Çizelge 4.3.** Alaşım1 numunelerinde bulunan fazlar. ..... 71
**Çizelge 4.4.** Alaşım 2 numunelerinde bulunan fazlar. ..... 72
**Çizelge 4.5.** Homojenizasyon sıcaklığına göre hesaplanan $a_{L21}$ örgü parametreleri (örgü parametreleri, Mn-Mn atomları arası mesafeler nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir). ..... 72
**Çizelge 4.6.** Homojenizasyon süresine göre hesaplanan $a_{L21}$ örgü parametreleri (örgü parametreleri Mn-Mn atomları arası mesafeler nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir). ..... 73
**Çizelge 4.7.** Homojenizasyon sıcaklığına göre hesaplanan $a_{B2}$ örgü parametreleri (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir ..... 73
**Çizelge 4.8.** Homojenizasyon süresine göre hesaplanan $a_{B2}$ örgü parametreleri (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir) ..... 74
**Çizelge 4.9.** Homojenizasyon sıcaklığına göre hesaplanan $a_\gamma$ örgü parametreleri (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir) ..... 75
**Çizelge 4.10.** Homojenizasyon süresine göre hesaplanan $a_\gamma$ örgü parametreleri (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir. .....75

**Çizelge 4.11.** Homojenizasyon sıcaklığına göre hesaplanan $a_{L10}$, $c_{L10}$ örgü sabitleri ve $c_{L10}/a_{L10}$ oranları (örgü sabitlerinin birimi nm alınmıştır) ..... 76
**Çizelge 4.12.** Homojenizasyn sıcaklığına göre martensit fazı için s ikizlenme kesmesi oranları..... 76
**Çizelge 4.13.** Homojenizasyon süresine göre martensit fazı için hesaplanan $a_{L10}$, $c_{L10}$ örgü sabitleri ve $c_{L10}/a_{L10}$ oranları (örgü sabitlerinin birimi nm alınmıştır) ..... 77
**Çizelge 4.14.** Homojenizasyon süresine göre martensit fazı için s ikizlenme kesmesi oranları..... 78
**Çizelge 4.15.** Homojenizasyon sıcaklığına göre $L1_0$ martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi (hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir) ..... 78
**Çizelge 4.16.** Homojenizasyon süresine göre $L1_0$ martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi ve kafes hacminin değişmezlik derecesi (hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir ..... 79
**Çizelge 4.17.** Homojenizasyon sıcaklığına göre hesaplanan $a_{5M}$, $c_{5M}$ örgü sabitleri ve $c_{5M}/a_{5M}$ oranları ( örgü sabitlerin birimi nm alınmıştır ..... 79
**Çizelge 4.18.** Homojenizasyon süresine göre hesaplanan $a_{5M}$, $c_{5M}$ örgü sabitleri ve $c_{5M}/a_{5M}$ oranları ( örgü sabitlerin birimi nm alınmıştır..... 80
**Çizelge 4.19.** Homojenizasyon sıcaklığına göre 5M martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi (hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir) ve hacim değişmezlik dereceleri ..... 80
**Çizelge 4.20.** Homojenizasyon süresine göre 5M martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi ve kafes hacminin değişmezlik derecesi (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir)..... 81
**Çizelge 4.21.** Homojenizasyon sıcaklığına göre Alaşım 1 için $(211)_{L21}$, $(110)_{B2}$, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin tanecik boyutları..... 81
**Çizelge 4.22.** Homojenizasyon sıcaklığına göre Alaşım 2 için (211) L21, (110)B2, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin tanecik boyutları..... 82
**Çizelge 4.23.** Homojenizasyon süresine göre Alaşımın 1 için $(211)_{L21}$, $(110)_{B2}$, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin tanecik boyutları ..... 82
**Çizelge 4.24.** Homojenizasyon süresine göre Alaşım 2 için $(211)_{L21}$, $(110)_{B2}$, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin tanecik boyutları..... 82
**Çizelge 4.25.** Homojenizasyon sıcaklığına göre Alaşım 1 için $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutları ..... 83
**Çizelge 4.26.** Homojenizasyon sıcaklığına göre 2B, 2C ve 2D numunelerinin $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutları ..... 83
**Çizelge 4.27.** Homojenizasyon süresine göre Alaşım 1 için $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutları. ..... 84

**Çizelge 4.28.** Homojenizasyon süresine göre Alaşımın 2 için $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik oyutları ..... 84
**Çizelge 4.29.** Homojenizasyon sıcaklığına göre bazı numunelerin $(1\ 1\ 10)_{7M}$, $(220)_{7M}$, $(213)_{5M}$, $(235)_{5M}$, $(420)_{5M}$ ve $(421)_{5M}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutları. ..... 85
**Çizelge 4.30.** $(210)_{L21}$, $(0\ 0\ 12)_{14M}$, $(210)_{L10}$, $(331)_{14M}$, $(220)_{7M}$ ve $(221)_{L10}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutları. ..... 85
**Çizelge 4.31.** 1A ve 1B numuneleri için elde edilmiş olan austenit ve martensit fazı dönüşüm sıcaklıkları. ..... 89
**Çizelge 4.32.** 1A ve 1B numuneleri için elde edilmiş olan $|A_m - M_m|$ sıcaklık farkı, $T_0$ ve $|T_0 - M_s|$ değerleri . ..... 89
**Çizelge 4.33.** 1A ve 1B numuneleri için faz stabilizasyon sıcaklıkları. ..... 89
**Çizelge 4.34.** Homojenizasyon sıcaklığı değiştirilen Alaşım 1 numuneleri için elde edilen Curie sıcaklık değerleri. ..... 103
**Çizelge 4.35.** Homojenizasyon sıcaklığı değiştirilen Alaşım 2 numuneleri için elde edilen Curie sıcaklık değerleri. ..... 104
**Çizelge 4.36.** Homojenizasyon süresi değiştirilen Alaşım 1 numuneleri için elde edilen Curie sıcaklık değerleri. ..... 116
**Çizelge 4.37.** Homojenizasyon süresi değiştirilen Alaşım 2 numuneleri için elde edilen Curie sıcaklık değerleri ..... 117
**Çizelge 4.38.** 1A numunesine ait mikro yapı analizi. ..... 124
**Çizelge 4.39.** 2A numunesine ait mikro yapı analizi ..... 126
**Çizelge 4.40.** 2B numunesine ait analiz sonuçları. ..... 131
**Çizelge 4.41.** 1F numunesine ait mikro yapı analizi i. ..... 143
**Çizelge 4.42.** 2G numunesine ait mikro yapı analizi. ..... 148
**Çizelge 4.43.** 2I numunesine ait mikro yapı analizi. ..... 156
**Çizelge 4.44.** 2K numunesine ait mikro yapı analizi. ..... 162
**Çizelge 4.45.** Numunelerin homojenizasyon işlemine göre sertlik ölçümleri ..... 164
**Çizelge 4.46.** Numunelerin homojenizasyon işlemine göre sertlik ölçümleri. ..... 165
**Çizelge 4.47.** Numunelerin homojenizasyon sıcaklığına göre HV ortalaması (Homojenizasyon süresi 1 saattir). ..... 166
**Çizelge 4.48.** Numunelerin homojenizasyon süresine göre sertlik ölçümlerinin ortalaması (Homojenizasyon sıcaklığı 1000°C dir). ..... 166

## SİMGELER VE KISALTMALAR

| | |
|---|---|
| ***a*** | Kristal yapıda x-ekseni boyunca örgü parametresi |
| **Å** | Angstrom |
| **Af** | Martensit → austenit dönüşümünde austenit yapının bitiş sıcaklığı |
| **$A_s$** | Martensit →austenit dönüşümünde austenit başlama sıcaklığı |
| **b** | Kristal yapıda y-ekseni boyunca örgü parametresi |
| **bcc** | Cisim merkezli kübik yapı |
| **bct** | Cisim merkezli tetragonal yapı |
| **B2** | bcc yapıya sahip austenit fazı |
| **c** | Kristal yapıda z-ekseni boyunca örgü parametresi |
| **c/a** | Tetragonalite oranı |
| **d** | Kristal yapıda düzlemler arası mesafe |
| **$E_a$** | Aktivasyon enerjisi |
| **fcc** | Yüzey merkezli kübik yapı |
| **FSHA** | Ferromanyetik şekil hafızalı alaşım |
| **FWHM** | Pik yükseltisinin yarı genişliği |
| **hkl** | Kristal yapıda düzlemleri belirleyen indis sistemi (Miller İndisi) |
| **$L1_0$** | Martensit fazı |
| **$M_f$** | Austenit → martensit dönüşümünde martensit yapının bitiş sıcaklığı |
| **$M_s$** | Austenit → martensit dönüşümünde martensit başlama sıcaklığı |
| **NM** | Modüle olmamış martensit fazı |
| **ŞHA** | Şekil hafızalı alaşım |
| **$T_C$** | Curie Sıcaklığı |
| **$T_0$** | Austenit ve martensit fazlarının dengede bulunduğu sıcaklık |
| **V** | Hacim |
| **$V_A$** | Austenit fazın hacmi |
| **$V_M$** | Martensit fazın hacmi |
| **HV** | Vickers sertliği |
| ***β*** | Brass tipi süper örgü |
| ***γ*** | Yüksek sıcaklık fazı |
| **Θ** | $L1_0$ fazı |
| **2M** | $L1_0$ fazı |
| **5M** | Beş alt hücreden oluşan modüle olmuş martensit faz |
| **7M** | Yedi alt hücreden oluşan modüle olmuş martensit faz |
| **7R** | 14M fazı |
| **10M** | On alt hücreden oluşan modüle olmuş martensit faz |
| **14M** | Ondört alt hücreden oluşan modüle olmuş martensit faz |

# 1. GİRİŞ

Şekil hafıza etkisi, son yıllarda süper esneklik sergileyen özel bazı alaşımlarda havacılık, otomotiv ve biyomedikal endüstrilerindeki uygulamalar için geniş ölçüde çalışılmaktadır [1-5]. Son zamanlarda, ferromanyetik şekil hafızalı alaşımların (FSHA'lar) keşfi ile yüksek performanslı şekil hafızalı alaşımların araştırılmasında önemli bir atılım gerçekleştirilmiştir. FSHA'lar, manyetik alanın uygulanması ve stresin yanı sıra ısı ile zorlanabilen önemli bir akıllı malzeme sınıfıdır. Hızlı harekete geçirme ve düşük frekans tepkisi, bu malzemeleri Mikro-Elektro-Mekanik-Sistem (MEMS) tabanlı cihazlardaki uygulamalar için umut verici adaylar haline getirir. Ayrıca, FSHA üzerinde manyetik alanın uygulanmasıyla şekil değişikliğini kontrol etme olasılığı, geleneksel şekil hafızalı alaşımlardan daha yüksek çalışma frekansı (KHz boyutlarında) sağlar. Harici manyetik alan altında FSHA'lar yeni uygulamalar için umut verici adaylar olarak düşünülmektedir [6]. NiFeGa, NiMnSn, CoNiAl, CoNiGa, FePd ve FePt gibi ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlarından, NiMn bazlı alaşımlar en çok araştırılanlardır [7].

FSHA'lar, $Ni_2MnX$ (X=Ga, Sb, Si, Sn, Co, In) Heusler alaşım sisteminde manyetik alan kaynaklı gerilim (MFIS) keşfedildiğinden beri, yeni bir akıllı malzeme türü olarak çok dikkat çekmiştir [8]. Manyetik şekil hafıza etkisi olarak da adlandırılan bu etki, sadece martensit fazı durumunda gerçekleşen ve manyetik alanın yüksek manyetokristalin anizotropisi ile yakından ilişkili olan ikizlerin hareketiyle [9] manyetik olarak indüklenen varyantların yeniden yönlenmesinden kaynaklanır. Bu çalıştırma mekanizması ile, Ni-Mn alaşımları, manyetik alan etkinleşim olayları sırasında büyük bir çıkış gerilimi ile hızlı bir tepki sergiler. Bu alaşımlarda dört tip faz geçişi meydana gelebilir [10]:

a) Manyetik dönüşüm (Curie sıcaklığında)

b) Premartensitik dönüşüm (modüle edilmemiş yapıdan modüle edilmiş bir faza, simetride değişiklik olmadan geçiş)

c) Manyetoyapısal dönüşüm (çakışan manyetik ve martensitik geçişler)

d) Metamagneyapısal (çakışan metamagnetik (ferromagnet-antiferromagnet) ve martensitik geçişler).

Ek olarak, martensitik fazda, kafes modülasyonunun farklı durumlarına sahip birkaç modüle edilmiş faz gözlenebilir. Modülasyonlu fazlar arasında faz geçişleri de meydana gelebilir [10]. $Ni_2MnX$ stokiyometrik bileşime sahip alaşımlarda, yüksek sıcaklıktaki austenitik ana faz (P) (kübik kristal yapı), Heusler yapısı olarak da bilinen $L2_1$ düzenli yapıya sahiptir [11]. Malzeme soğutulduğunda kübik $L2_1$ yapılı austenit fazının kafes bozulması sonucu birkaç olası martensitik dönüşüm gerçekleşebilir. Orijinal ana $L2_1$ yapısı üzerinde meydana gelen kafes distorsiyonu genellikle a> b> c olan örgü parametrelerine sahip ortorombik yapı olarak tanımlanmıştır [12-15]. Ana fazdan çarpılmış olan kafes, Mn ve Ni zengini malzemenin kompozisyonuna ve malzemeye uygulanan ısıl işleme bağlı olarak, ürün fazı beş-katmanlı modüle edilmiş (5M), yedi-katmanlı modüle edilmiş (7M) ve tetragonal modüle edilmemiş (NM) martensit olabilir. Bunlar arasında NM martensiti basit bir tetragonal kristal yapıya sahiptir. 5M ve 7M martensiti kafes modülasyonlu monoklinik üst yapıya sahiptir [14, 16-25]. Bazı alaşımlarda bir tür martensitten diğerine birinci dereceden bir martensitik dönüşüm de oluşur [6].

Genel olarak, martensitik dönüşüm, iç gerilmeleri içeren difüzyonsuz ve atomların birlikte hareket ettiği (kooperatif) yapısal bir faz dönüşümüdür ve martensit oluşumu, ana ve ürün fazlarının kafesleri arasındaki spesifik yönelim ilişkilerine sahiptir. Elde edilen dönüşüm gerilimi, ikizlenmiş varyantların oluşumu ile sağlanır. Bu varyantların ikiz sınır hareketiyle yeniden dağılımı makroskopik şekil değişimine yol açar [23]. Ni–Mn bazlı alaşımlara ait en sık gözlenen modüle edilmiş martensitik yapıları, ilgili üstyapıda yer alan temel yapının birim hücre sayısına bağlı olarak 5M (aynı zamanda 10M martensit yapısı olarak da bilinir) ve 7M (aynı zamanda 14M martensit yapısı olarak da bilinir) olarak gösterilmiştir. Bu karmaşık yapılara dayanarak atomik katmanların yer değiştirme modülasyonunun tarifi, çeşitli araştırmaların amacı olmuştur [12, 18, 26].

Ni-Mn bazlı alaşımlar yüksek bir Curie sıcaklığına sahiptir ve martensitik dönüşüm sıcaklıkları kimyasal bileşime oldukça bağlıdır. Bu ferromanyetik alaşımlar, Curie sıcaklığının ($T_C$) altında veya üstünde martensitik dönüşüm ile karakterize edilebilir [23, 27]. Bugüne kadar, beş katmanlı modüle edilmiş (5M) ve yedi katmanlı modüle edilmiş (7M) martensit fazları içeren Ni–Mn-X alaşımlarında malzemenin kompozisyonuna göre yaklaşık % 6 ile %10 arasında değerlere sahip büyük

gerilmelerin gerçekleştiği deneyimlenmiştir [28, 29]. Bu nedenle, bu tür malzemeler daha verimli aktüatörler ve sensörler için çekici adaylar olarak görülmüştür.

Heusler tipi Ni-Mn-Sb ve Ni-Mn-Sb-Co ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlar, manyetik alan kaynaklı gerilme etkisi ve dikkate değer manyetokalorik özellikler sergiledikleri için mükemmel manyetik şekil hafıza etkisi gösterebilirler [6, 23]. Manyetokalorik özelliklerin araştırılması, manyetik olarak düzenlenmiş bir durumun doğası ve manyetik, yapısal ve termal özellikler arasındaki ilişki hakkında ek bilgi edinmeyi mümkün kılar. Manyetokalorik etki, faz geçişleri çevresindeki en büyük boyutlara ulaştığından, manyetokalorik etkinin hem deneysel hem de teorik çalışmaları, faz geçişleri çevresindeki katıların diğer özelliklerinin anormal davranışlarının araştırılması ile yakından bağlantılıdır. Ayrıca, manyetokalorik etkinin oluşturduğu sonuçların ortaya çıkmasına neden olan durumlar üzerinde yeterli bir açıklama, ancak ilgili faz geçişlerinin mekanizmaları anlaşılarak elde edilebilir. Bu nedenle, manyetokalorik etki üzerine yapılan araştırmalar, faz geçişleri ve kritik olayların malzeme biliminin gelişimi ile yakından ilişkili olduğunu kanıtlamaktadır [30].

Magnetokalorik etki, manyetik bir alanın etkisi altında bir demir örneğinin ısınmasını veya soğumasını gözlemleyen ve numune sıcaklığındaki değişikliğin, bir ürünü olduğu 1881 yılında keşfedildi. Bununla birlikte, bu olayın pratik uygulaması manyetik bir yapıya sahip maddenin iç enerjisinde meydana gelen değişim kullanılarak çok daha sonra gerçekleşmiştir. 1905 yılında bir paramanyetin mıknatıslanmasındaki farklılaşmanın, bir numunenin sıcaklığında tersinir bir değişikliğe yol açtığı gösterildi [30]. Son araştırmalar, Gd–Ge–Si, Mn-Fe–As ve La–Fe–Si alaşımları ile birlikte ferromanyetik Heusler alaşımı olan Ni-Mn–X (X=Ga, In, Sn, Sb) bazlı alaşım grubunun yeni bir dizi umut verici manyetokalorik materyali olduğunu göstermiştir [31-43]. Bu alaşımlar 1903 yılında Alman kimyager ve metalürji uzmanı F. Heusler tarafından keşfedildi. F. Heusler, ferromanyetik olmayan Sn, Al, Sb, B veya Bi gibi elementlerin Ni-Mn alaşım sistemine katkısı ile ferromanyetik alaşımlar oluşturabileceğini ortaya koydu [44]. Heusler alaşımları ailesinin deneysel ve teorik araştırmalarına olan büyük ilgi, sıcaklık, manyetik alan ve/veya basınç gibi dış faktörlerin değişmesi üzerine yapısal faz dönüşümü (termoelastik martensitik dönüşüm) ile birlikte meydana gelen bir dizi pratik olarak benzersiz ve değerli

mekanik performansları ile doğrudan ilişkilidir. Bu özellikler arasında, şekil hafıza etkisi, süper esneklik, dev tersinir manyetodeformasyon gibi etkilerden söz edilebilir [45-50]. Bu özellikler, Heusler alaşımlarını, termosensitif kuvvet elemanları, lehimleme veya kaynak gerektirmeyen sökülebilir ve kalıcı bağlantılar gibi çeşitli fonksiyonel malzemeler üretmek için, tıpta çeşitli birleştiriciler olarak kullanılmasını mümkün kılar [10].

Metamagnetik şekil hafızalı alaşımlarlar (MSMA) sıcaklık ve gerilim kaynaklı martensitik dönüşüme ek olarak manyetik alan kaynaklı dönüşüm de gösterir [5]. Son zamanlarda, MSMA'lar, manyetik alana ve sıcaklığa hızlı tepki avantajları ile manyetik olarak tahrik edilen aktüatör olarak kullanılan uygulamalar için umut verici gelecekleri nedeniyle büyük ilgi görmüştür [51]. Hem deneysel hem de teorik araştırmalar Heusler alaşımlarında manyetoelastik etkileşimin çok önemli olduğunu göstermiştir. Çakışan manyetik ve yapısal geçişleri (austenitik paramanyet-martensitik antiferromanyet) ve metamanyetoyapısal (austenitik ferromanyet-martensitik antiferromagnet veya austenitik ferromanyet-martensitik paramagnet) şeklinde ortaya çıkar. Manyetoyapısal faz geçişi bölgesinde doğrudan manyetokalorik bir etki gözlenir. Metamanyetoyapısal faz geçişi bölgesinde, ters manyetokalorik bir etki meydana gelir. Heusler alaşımlarındaki bu dönüşüm bölgesinde manyetokalorik etkinin büyüklüğünün anormal derecede büyük değerlere (dev magnetokalorik etki) ulaştığı görülmektedir. Manyetokalorik etkinin bu büyük değerleri, hem manyetik hem de yapısal alt sistemlerin eş zamanlı katkılarından kaynaklanmaktadır. Heusler alaşımlarında, birleşmiş manyetoyapısal ve metamagnetoyapısal faz geçişleri bölgelerinde dev bir manyetokalorik etkisinin varlığı, şekil hafıza etkisi, dev manyeto deformasyon oluşumları ve dev manyetodirenç gibi diğer bazı benzersiz özellikleri ile birlikte mühendislik açıdan özellikle manyetik soğutma teknolojisinde çeşitli cihazlarda uygulama için umut verici malzemeler olarak görülmektedir [30].

FSHA'lar arasında, Heusler tipi Ni-Mn-Sb ve Ni-Mn-Sb-Co alaşımları ferromanyetizmanın özelliklerini tersinir martensitik dönüşümün özellikleri ile birleştiren en temsili prototip olmaya adaydır. Bu alaşımlar, manyetik özellikler ve yapısal düzen dereceleri arasındaki güçlü bağlantı nedeniyle, manyetik alan etkisi ile çalıştırılarak ferromanyetik martensit varyantlarının yeniden yönlendirilmesi yoluyla manyetik şekil hafıza etkisi göstererek dev zorlanma çıktıları oluşturabilir [6, 8, 9, 16,

28, 29, 31, 52-59]. Bu önemli malzemeye yönelik yoğun araştırmalara rağmen martensitik yapının manyetik alan zorlanma etkisi (MFIS) mekanizmasının ve manyetik özelliklerin tanımlanmasındaki rolü tam olarak anlaşılamamıştır. MFIS, manyetostres değerine ve ikiz sınır hareketliliğine güçlü bir şekilde bağımlı olduğundan, modüle edilmiş martensitlerin kristal yapı tayini temel öneme sahiptir [8, 15, 23, 60].

Bu çalışmanın ana amacı, vakum indiksiyon ergitme yolu ile katılaştırılmış polikristal Ni-Mn-Sb ve Ni-Mn-Sb-Co alaşımlarına uygulanan homojenizasyon işlemi ile mikroyapı kontrolü konusundaki çalışmalar yaparak elde edilen verileri yorumlamaktır. Malzeme üzerinde homojenizasyon süresi ve sıcaklığının etkilerini görmek amacıyla farklı homojenizasyon sıcaklıklarında ve sabit bir homojenizasyon sıcaklığında farklı sürelerde ısıl işlem uygulanmıştır. Homojenizasyon işlemi uygulanan numuneler X-ışını Difraksiyonu deseni elde edilerek indislendi. Bu desenler kullanılarak yüksek sıcaklık ve düşük sıcaklık yapıların örgü parametreleri elde edildi. X-ışını kırınımı yoluyla alınan ölçümler kullanılarak ayrıntılı kristalografik incelemeler yardımı ile modüle edilmiş martensitlerin, yani ara martensit fazların kristal yapısı kesin ve ayrıntılı olarak belirlenmiştir. Ayrıca, austenit ve modüle edilmemiş (NM) martensit oluşumuna ilişkin kristalografik hesaplamalar da belirlenmeye çalışıldı. Homojenizasyon işlemi uygulanan numunelerin dönüşüm sıcaklıkları ve diğer termodinamik değişimler Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) yöntemi ile incelendi. Farklı homojenizasyon işlemleri sonucunda numunelerin morfolojilerinde ortaya çıkabilecek değişimler Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Optik Mikroskobu kullanılarak incelendi ve bazı bölgelerinden EDS analizleri alındı. Taramalı bir elektron mikroskobunda uygulanan EDS tekniği, bir numunede kristalografik yönelim ve mikro yapı arasında doğrudan ilişki kurmamızı sağlamıştır. Malzemelerin sertliklerinde malzemenin kompozisyonuna ve malzemeye uygulanan farklı homojenizsyon işlemlerine göre ortaya çıkan değişimler ise Vickers ve Rockwell sertlik ölçümleriyle belirlendi. Malzemelere uygulanan homojenizasyon işlemi ile yukarıda incelendiği belirtilen tüm özelliklerle malzeme üzerindeki şekil hatırlama özelliği araştırıldı.

## 2. KAYNAK ÖZETLERİ

Son otuz yılda, ferromanyetik Heusler şekil hafızalı alaşımları, potansiyel çok işlevli malzemeler olarak büyük ilgi gördü. Bu alaşımlar, dev bir manyetostriktif etkiyle bağlantılı olarak, manyetokalorik ve elastokalorik özellikler gösterirler [60-62]. Ferromanyetik Heusler şekil hafızalı alaşımlar arasında $Ni_2MnGa$ bileşimi, hızlı yanıt süresi (bir milisaniyeden daha az) ve yüksek geri kazanım gerinim değerleri (% 10'un üzerinde) sergilediği için temel sistem olarak kabul edilir [60, 63]. Ni-Mn bazlı şekil hafızalı alaşımlar günümüzde yüksek sıcaklık ortamlarında (özellikle havacılık ve otomotiv alanlarında) çalıştırmak için çekici hale gelmiştir [64, 65].

$B2 \rightarrow L1_0$ yüksek sıcaklık yapısal faz dönüşümü gözlenen stokiyometrik $Ni_2MnX$ bileşiğine yakın bileşimlere sahip Ni–Mn alaşımları, diğer Nikel bazlı Ni–Al, Ni–Al–Co ve Ti bazlı Ti–Rh, Ti–Ir, Ti–Rh–Ni ve Ti–Ir–Ni alaşımları gibi birçok ikili ve çok bileşenli intermetalik alaşımlar termoelastik martensitik dönüşüme uğrar ve yeni bir şekil hafızalı alaşım ailesi oluşturur [50, 66-72].

Tek yönlü şekil hafıza etkisi (One way shape memory effect) bir öngerilim kuvvetine gerek duymadan düşük sıcaklıkta deforme edilen cismin yüksek sıcaklıkta deforme edilmeden önceki şeklini hatırlaması olayıdır. Çift yönlü şekil hafıza etkisi (Two way shape memory effect-TWSME) ise şekil hafızalı alaşım aktüatörlerinin, tasarımı basitleştiren ve çalışma maliyetlerini azaltan bir öngerilim kuvvetine gerek duymadan hem yüksek sıcaklık hem de düşük sıcaklıktaki şekillerini hatırlamalarını sağlar [73-75].

Ni-Mn alaşımları şekil hafıza özelliği dışında ayrıca ferromanyetik bir geçiş sergiledikleri için daha çok ilgi görürler. Bu yüzden bu alaşım sisteminin martensitik ve manyetik geçişleri son yıllarda kapsamlı olarak incelenmiştir [8, 12, 27, 67, 68, 76, 77]. Döküm yöntemiyle elde edilmiş Ni-Mn alaşımlarında iyi bir şekil hafıza etkisi gözlenmiştir [78, 79]. Ayrıca, son zamanlarda harici bir manyetik alan aracılığıyla dev bir gerginliği indükleme olayıda tespit edilmiştir [8, 80]. Tüm bu özellikler teknolojik uygulamalar açısından umut vericidir. Birçok araştırmacı, Ni–Mn–X alaşımlarının kristal yapıları ve faz dönüşümleri hakkında çalışmalar yapmıştır. Bununla birlikte, bu alaşımlardaki faz geçiş sıcaklıkları yüksek olduğundan, yapısal dönüşümlerin

arkasındaki mekanizmalar ve dolayısıyla, alaşımlarda artan kırılganlık özelliği de dahil olmak üzere, şekil hafıza davranışının meydana gelme durumunu incelemek çok zordur [50].

Ni-Mn alaşımları için austenitik ana fazın (Parent-P) stokiyometrik bileşikteki kristal yapısı, $L2_1$ (Heusler) olarak belirlenmiştir [27].

Stokiyometrik bileşik için martensit fazı $c/a<1$ olduğunda modüle edilmiş cisim merkezli tetragonal kafes (bct) yapıdadır ve modülasyonun <100> doğrultusu boyuncadır [27]. Stokiyometrik bileşime yakın alaşımlar üzerine yapılan diğer çalışmalar, martensitik yapının kübik kafesin ($c/a<1$) tetragonal distorsiyonu ile oluştuğunu doğrulamış ve martensitik kafesin $(110)[1\bar{1}0]_P$ sistemi boyunca periyodik atomik sürüklenmeye (shuffle) maruz kaldığını ortaya çıkarmıştır. Bunun dışında dışarıdan etki edecek bir kuvvet ile yedi $(110)_P$ düzlem modülasyonu (yedi katmanlı martensit) sonucu monoklinik bir yapıya ve $c/a>1$'e sahip modülasyonsuz (non modulated) yüzey merkezli tetragonal bir yapıya dönüşüm olduğu ifade edilmiştir [12, 66, 76]. Beş katmanlı martensit için hücre sabitleri, $a$ = 5.90 Å, $c$ = 5.54 Å ($c/a$ <1) ile cisim merkezli tetragonal iken, yedi katmanlı martensit için monokliniktir. Yedi katmanlı martensit hücrenin kafes sabitleri, $a$=6.14 Å, $b$ = 5.78 Å, $c$ = 5.51 Å, $\beta$=90.58° olarak tespit edilmiştir [76]. Martynov ve Kokorin önceki çalışmasında, hücre ortorombik olarak tanımlanmıştır. Son olarak, modüle edilmemiş martensit için kafes sabitleri $a$=5.52 Å ve $c$=6.44 Å ($c/a$> 1) ile cisim merkezli tetragonaldir [18]. Modüle edilmemiş martensit ile ilgili olarak, literatürde bildirilen yapı kesinlikle $L1_0$ yapısı ile aynıdır. Kafes sabitleri arasındaki ilişki aşağıdaki gibidir [18]:

$$a_{L10} = \sqrt{2}a_{bct} = \sqrt{2}\ 0.552nm = 0.781\ nm \tag{2.1}$$

$$c_{L10} = c_{bct} = 0.644\ nm \tag{2.2}$$

$$\frac{c_{L10}}{a_{L10}} = 0.825\ (<1) ve\ \frac{c_{bct}}{a_{bct}} \tag{2.3}$$

## 2.1 Ni–Mn Alaşımlarının Kristalografisi

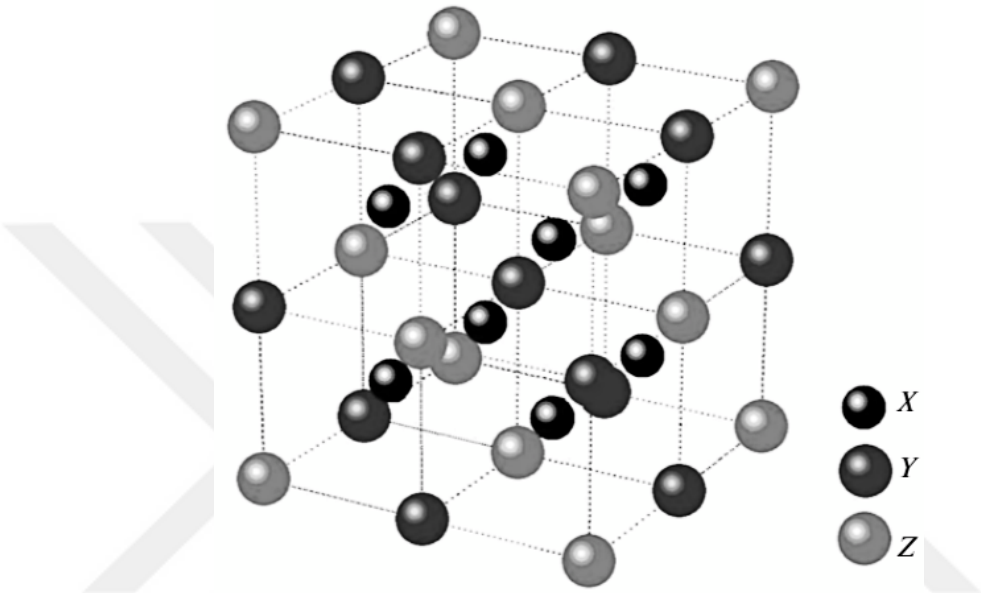
Ni-Mn alaşımında yüksek sıcaklık bölgesinde γ, B2 ve $L2_1$ fazları ve düşük sıcaklık bölgesinde ise tetragonal $L1_0$ (2M) martensit ve karmaşık çok katmanlı kristal kafeslere sahip 5M, 7M, 10M ve 14M martensit fazları bulunur. Martensit kristalleri, dönüşümün neden olduğu elastik gerilmelerin homojen bir şekilde yerleştiği 24 adet $\{011\}\langle 01\bar{1}\rangle_{B2}$ "yumuşak" ikizleme kesme sistemlerinden biri boyunca ikizlenmiştir. Belosludtseva ve arkadaşlarının, NiMnGa alaşımları üzerine yaptıkları bir çalışmada alaşımların kimyasal kompozisyonları ve kritik sıcaklıkları Çizelge 2.1'de verilmiştir [81].

**Çizelge 2.1.** Bazı NiMnGa alaşımlarının kimyasal kompozisyonları ve kritik sıcaklıklar [81].

| $Ni_{50}Mn_{50-z}Ga_z$ | | Dönüşüm Sıcaklığı (K) | | | | | | | Histerisiz Δ, K | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $z$, at % | $e/a$ | $T_N$ | $T_C$ | $T_{B2/L2_1}$ | $M_s$ | $M_f$ | $A_s$ | $A_f$ | $M_s - M_f$ | $A_s - M_s$ | $A_f - A_s$ | $A_f - M_f$ |
| 0 | 8.50 | 1070 | | | 970 | 920 | 970 | 1020 | 50 | 0 | 50 | 100 |
| 2 | 8.42 | | | | 905 | 880 | 920 | 955 | 25 | 15 | 35 | 75 |
| 4 | 8.34 | | | | 860 | 830 | 860 | 895 | 30 | 0 | 35 | 65 |
| 6 | 8.26 | | | | 805 | 785 | 830 | 845 | 20 | 25 | 15 | 60 |
| 8 | 8.18 | | | | 755 | | | 790 | | | | |
| 9.5 | | 385 | 100 | | | | | | | | | |
| 10 | 8.10 | 350 | | | 695 | | | 720 | | | | |
| 10.5 | | 310 | | | | | | | | | | |
| 11 | | 285 | | | | | | | | | | |
| 14 | 7.94 | | 160 | 800 | 545 | 525 | 540 | 555 | 20 | −5 | 15 | 30 |
| 15 | | | 200 | | | | | | | | | |
| 16 | 7.86 | | | 885 | 455 | 450 | 460 | 470 | 75 | 5 | 10 | 20 |
| 17 | | | 325 | | | | | | | | | |
| 18 | 7.78 | | 320 | 960 | 380 | 375 | 375 | 390 | 5 | −5 | 15 | 15 |
| 19 | | | 350 | | | | | | | | | |
| 20 | | | 360 | | | | | | | | | |
| 21 | 7.66 | | 365 | 1035 | 325 | 320 | 335 | 340 | 5 | 10 | 5 | 20 |
| 22 | 7.62 | | 365 | | 295 | 290 | 295 | 300 | 5 | 0 | 5 | 10 |
| 23 | 7.58 | | 365 | 1060 | 275 | 275 | 275 | 280 | 0 | 0 | 5 | 5 |
| 24 | 7.54 | | 360 | | 225 | 215 | 225 | 230 | 10 | 0 | 5 | 15 |
| 25 | 7.50 | | 360 | 1060 | 130 | 120 | 135 | 145 | 10 | 5 | 10 | 25 |

Heusler alaşımları, Şekil 2.l'de gösterilen $L2_1$ tipi kübik yapıda tüm bileşenlerin eşit olmayan kristalografik konumlara sahip olduğu genel bir $X_2YZ$ stokiyometrik formül ile özel bir alaşım sınıfına verilen isimdir [82, 44-47]. *$L2_1$* tipinin yapısı, (0, 0, 0), (1/2, 1/2, 1/2), (1/4, 1/4, 1/4) ve (3/4, 3/4, 3/4) kristalografik konumlarında bulunan Z, Y ve X elementleri ile birbirine geçen dört fcc alt örgünün süperpozisyonu (superposition) olarak temsil edilebilir [47]. X ve Y elementleri 3d elementleridir; Z elementi ise, III-

V gruplarının elemanlarını ifade eder. Örnek olarak X elementi yerine Ni, Fe, Co veya Pt gibi geçiş metalleri; Y elemanı olarak genellikle Mn kullanılır; üçüncü eleman ise Ga, Sn, Sb, In, Al, Ge, Si ve diğer elementlerden seçilebilir [49]. Manyetizmaya esas olarak Y elementi veya X ve Y elementi arasındaki konum etkileşimleri neden olur [10].




**Şekil 2.1.** Heusler $X_2YZ$ alaşımlarının $L2_1$ fazı kristal yapısı [10].

Araştırmalar, NiMnX Heusler alaşımlarında yüksek sıcaklıktaki düzensiz kübik (fcc) ferromanyetik *$L2_1$* austenit fazının kafes sabitini yaklaşık *a*=5.825 Å olarak ortaya koymuştur [10, 11, 25, 83]. İncelemeler Heusler yapısının (uzay grubu $Fm\bar{3}m$) $V_{cub} \approx 198$ Å$^3$ birim hacme sahip olduğunu göstermiştir. $L2_1$ austenit fazı, Curie sıcaklığında ferromanyetik olarak düzenlenir [83]. Alaşımın soğutulması üzerine, yüksek sıcaklıktaki kübik faz, üç atomik bir modülasyon periyodu ile bir yarı modüle edilmiş 3M fazına (bu faz aynı zamanda premartensitik faz olarak da adlandırılır) geçer [10]. Belosludtseva ve arkadaşlarının NiMn alaşımları üzerine yapmış oldukları çalışmada ise $L2_1$ austenit fazının kafes sabitini *a*=5.82 Å ile *a*=5.83 Å değerleri arasında olduğu tespit edilmiştir [81, 83]. Kikuchi ise Ni-Mn-Fe-Ga alaşımı için oda sıcaklığında aldığı ölçümde $L2_1$ austenit fazının kafes sabitini 5.7927 Å olarak ifade etmiştir [83, 84]. Pons ve arkadaşları ise yaptıkları çalışmada $L2_1$ austenit fazının kafes sabitini 5.826 Å olarak bulmuşlardır [18]. Liu ve arkadaşları da Heusler yapısına ($Fm\bar{3}m$ uzay grubu)

ait kafes sabitini $a$=$b$=$c$=5.8310 Å olarak bulmuşlardır [85]. Aynı çalışma için NM (non modulated) martensit fazına ait kafes parametreleri $a$=3.8945 Å ve $c$=6.4560 Å olarak tespit edilmiştir. Ayrıca kafes sabiti $a$ =3.6757 Å olan düzensiz bir yüzey merkezli kübik (fcc-$\gamma$ fazı) yapı da tespit edilmiştir [84, 85].

Sakon ve arkadaşları, austenit fazı için ve martensit fazı için kafes sabitlerini kullanarak $T_M$ sıcaklığında $Ni_{52}Mn_{12,5}Fe_{12,5}Ga_{23}$ magnetik alan etkili gerinim değerini (magnetic field induced strain) tespit ettiler [86]. Austenit fazında, $L2_1$ kübik yapısı için kafes parametresi $a$=5.7927 Å olarak bulunmuştu. İki Mn atomu arasındaki mesafe (Mn–Mn) a/$\sqrt{2}$=4.0961 Å ve birim hücrenin hacmi [83]

$$V_A=(a/\sqrt{2})^3 = (4.0961)^3=68.72\ Å^3 \tag{2.4}$$

olarak bulunur. Ayrıca, martensit fazındaki $V_M$ hacmi tespit edilmiş ve aynı alandaki $V_A$ ile karşılaştırılmıştır. 14M (7R) martensit fazında, bazal düzlemde $a$=4.2495 Å, $L2_1$ yapısındaki a eksenlerinden birine paraleldir ve aynı birimdedir. Martensit fazındaki diğer eksen, ($\sqrt{2}\times b$) bazal düzlemde Mn–Mn sırtının $L2_1$ yapısındaki $a$ eksenlerinden birine karşılık gelir. $c$ ekseni ($c$=29.340 Å), bazal düzleme hemen hemen yedi Mn–Mn döngüsünde bir uzaklığa karşılık gelen normaldir ($\beta$=93.36 °). Bu nedenle, hacim [83],

$$V_M=a\times(c/7)\times(\sqrt{2}\text{x}b)\times\sin\beta=4.2495\times4.1914\times(1.4142\times2.7211)\times\sin 93.36\ ° \tag{2.5}$$

$$= 68.55 \times 0.9983 \tag{2.6}$$

$$= 68.43\ Å^3 \tag{2.7}$$

Doğrusal gerinim bir polikristalin, hacim gerinim (strain) değerinin üçte biridir. Bu nedenle, doğrusal gerilim ($\Delta\varepsilon$),

$$(\Delta\varepsilon) = \{(V_M - V_A) / V_A\} \times 1/3 \tag{2.8}$$

$$= \{(68.43 - 68.72) /68.72\} \times 1/3 \tag{2.9}$$

$$= (-0.29 / 68.72) \times 1/3 \quad (2.10)$$

$$= -\% \, 0.14 \quad (2.11)$$

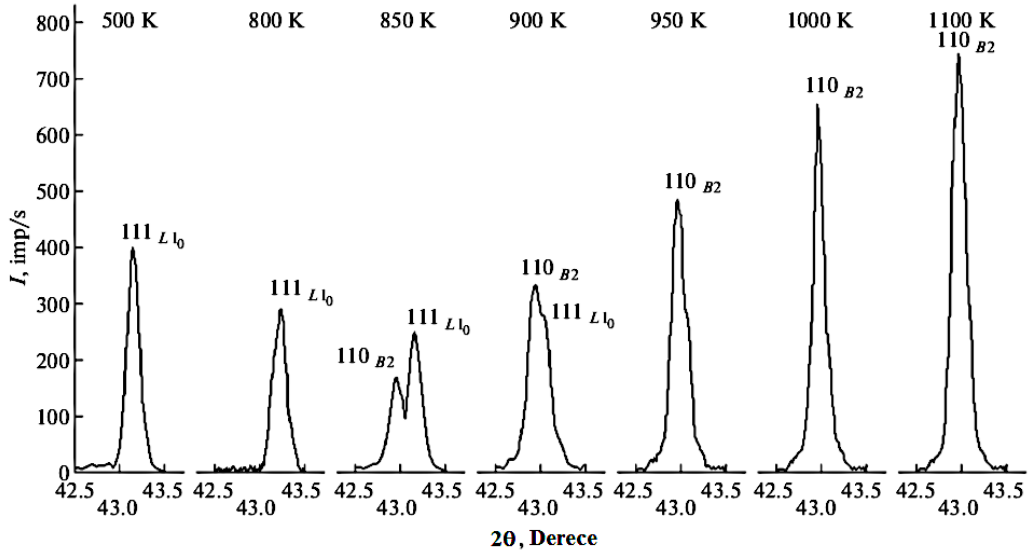
olarak bulunur [83]. Bu tahmini değer, Sakon ve arkadaşlarının $Ni_{52}Mn_{12.5}Fe_{12.5}Ga_{23}$ üzerine yapmış oldukları deneysel çalışmalardan elde edilen −% 0.25 gerinim değeri ile yaklaşık olarak karşılaştırılabilir [86].

Yakın-eşit atomik (near-equiatomic) Ni-Mn alaşımlarının soğutma sonucunda iki faz dönüşümü geçirdikleri bilinmektedir: 1120–1150 K sıcaklık aralığında γ→β dönüşümü ve 970–990 K aralığında $\beta \rightarrow \Theta$ dönüşümü geçirirler. $Ni_{50}Mn_{50}$ alaşımında yüksek sıcaklık $\gamma$ fazı $a$= 3.651 Å örgü parametresi ile düzensiz A1 tipi fcc kafes yapısına sahiptir. Aynı zamanda, yüksek sıcaklık γ→β dönüşümünden kaynaklanan paramanyetik $\beta$ fazı atomik olarak *B2* tipi bcc kafes yapısına sahiptir. İkinci, β→Θ dönüşümden kaynaklanan tetragonal antiferromanyetik $\Theta$ fazı atomik olarak düzenli bir faz olarak kabul edilir ($L1_0$ düzeni). Malzeme içerisinde meydana gelen ilk yapısal faz geçişi olarak düşünülen $\gamma$ (A1)→β (B2) dönüşümü kristal örgüsünün atomik düzenini ve B2 fazına yeniden yapılandırılmasını sağlayan difüzyonla meydana gelirken, ikinci geçiş olan β (B2)→Θ ($L1_0$) difüzyonsuz bir faz dönüşümüdür ve dar sıcaklık histerezisine sahip bir martensitik mekanizma içerir [50, 68, 69].

Burada ele alınan Ni-Mn-X (X = Al, Ga, In, Sn, Sb, Co) Heusler alaşımları, hızlı bir şekilde soğutulduktan sonra çoğunlukla $L2_1 \rightarrow L1_0$ martensitik dönüşüm gösteren malzemelerdir ve bu alaşımlarda tamamen düzensiz yüksek sıcaklık *A2* fazından kısmen düzenli B2 fazına ve daha sonra $L2_1$ fazına $A2 \rightarrow B2 \rightarrow L2_1$ sırası ile dönüşüm gerçekleşir [87]. $L2_1$ atomik düzeninin derecesi 700 K üzerindeki ısıtmadan 900 K sıcaklık değeri civarında sıfır olana kadar ((111) yansımanın yoğunluğu tamamen kaybolur) Ni-Mn-In-Co alaşımı üzerinde ısıl işlemler uygulanarak ikinci dereceden bir $L2_1 \leftrightarrow$B2 faz geçişinin meydana geldiğini kanıtlanmışlardır [50].

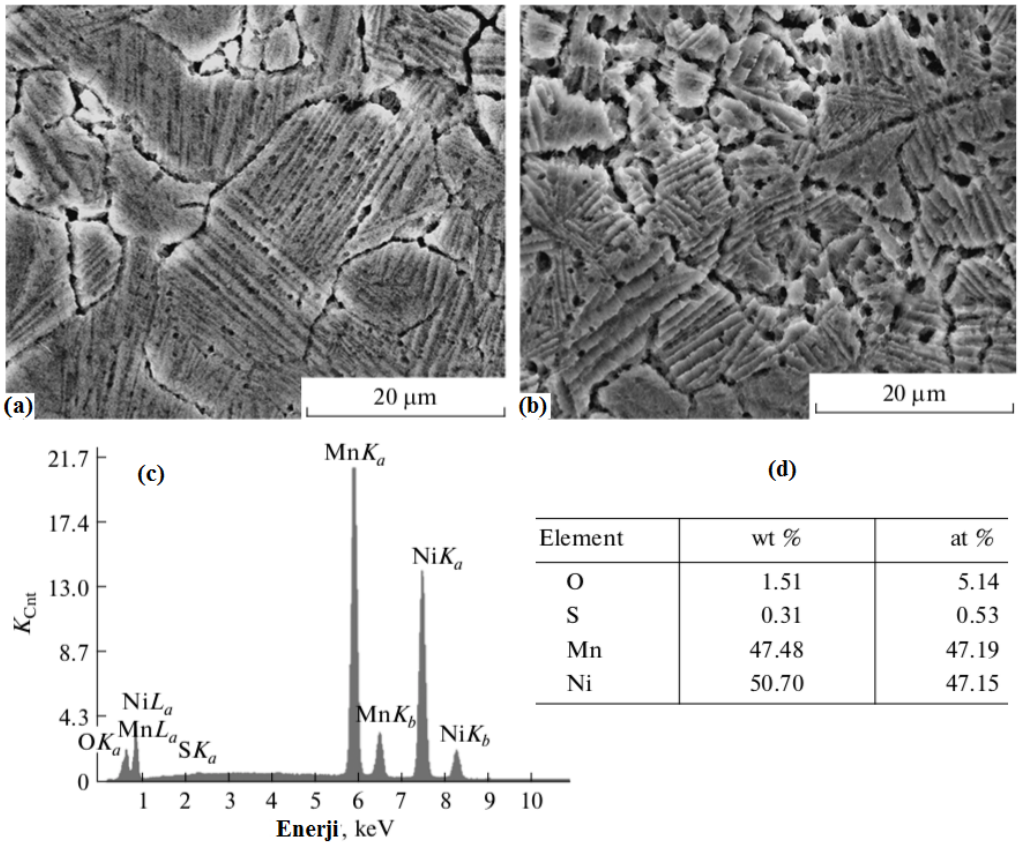
Pushin ve arkadaşlarının yapmış oldukları X ışını kırınım çalışmaları, eşit atom oranına sahip Ni-Mn alaşımının oda sıcaklığından 1100 K sıcaklık değerine

ısıtılmasının $L1_0 \rightarrow B2$ ters dönüşümünü başlattığını gösterdi. 1100 K sıcaklık değerine ısıtıldığında, bu alaşımın B2 kafesine ait birim örgü parametresinin $a_{B2}$=2.988 Å olduğu tespit edildi. X ışını kırınım modellerinde, B2 fazına ait Bragg yansımaları (keskin simetrik tepeler) olduğu görüldü (Şekil 2.2). Daha düşük sıcaklıklarda kırınım paternleri alındığında, $110_{B2}$ Bragg yansımalarının yoğunluğu, sıcaklık $M_s$ sıcaklık değerine eşit oluncaya kadar düşer. 2θ açısı 42° ve 44° arasında açılarda malzeme üzerinde yapılan işleme göre $110_{B2}$ yansıması kalınlaşır ve daha sonra ikiye ayrılır: $110_{B2}$ ve $111_{L10}$ (Şekil 2. 2). Yüksek sıcaklıktan yapılan soğutma işlemi $111_{L10}$ yansımasının büyümesine ve $110_{B2}$ yansımasının $M_f$ sıcaklık değerinin altında kaybolmasına neden olur. Bu $B2 \rightarrow L1_0$ dönüşümünün tamamlandığı anlamına gelir [50].



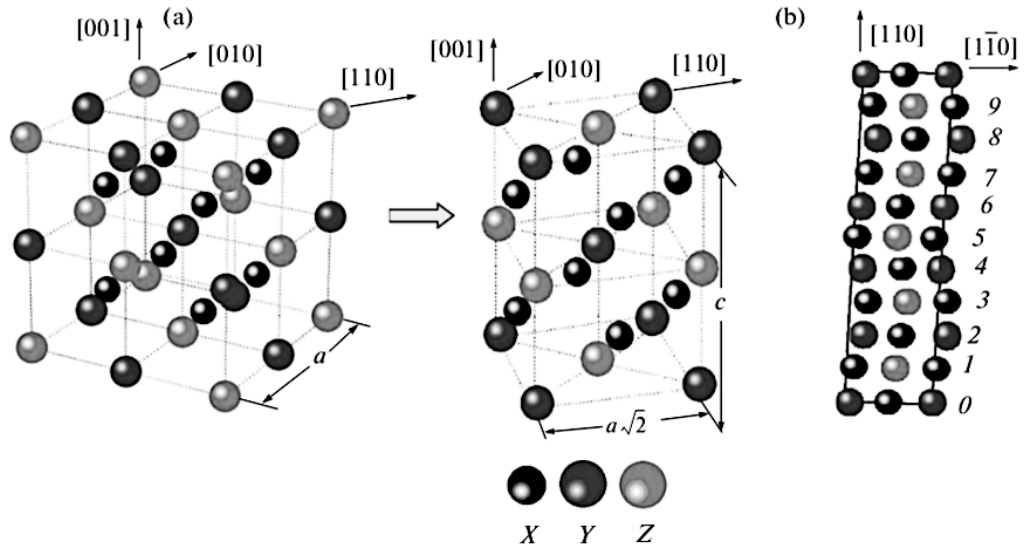

**Şekil 2.2.** Ni-Mn alaşımı için $110_{B2}$ ve $111_{L10}$ yansımalarına ait farklı sıcaklıklarda alınmış X ışını spektrumları [50].

Pushin ve arkadaşlarının, $Ni_{50}Mn_{50}$ alaşımı ve $Ni_{49}Mn_{51}$ alaşımı üzerine yaptıkları çalışmada Ni-Mn alaşımında bulunan $L1_0$ fazını içeren taneler arasında kırılgan ve sert B2 fazının parlatma ve dağlama işlemi esnasında dağlama asit kompozisyonunda bulunan elementlerle reaksiyonu sonucunda malzeme içerisinde tane sınırlarında malzemenin daha da kırılganlaşmasını sağlayan mikroçatlak morfolojileri tespit etmişlerdir. Malzemenin dağlama elementleri ile girdikleri reaksiyonu Şekil 2.3 c ve d de bulunan EDS analizi net bir şekilde göstermektedir [50].




**Şekil 2.3.** B2 yüksek sıcaklık fazından oluşan $L1_0$ martensit fazının SEM görüntüleri a) $Ni_{50}Mn_{50}$ alaşımı b) $Ni_{49}Mn_{51}$ alaşımı c) $Ni_{50}Mn_{50}$ alaşımına ait EDS analizi d) EDS analiz sonucu [50].

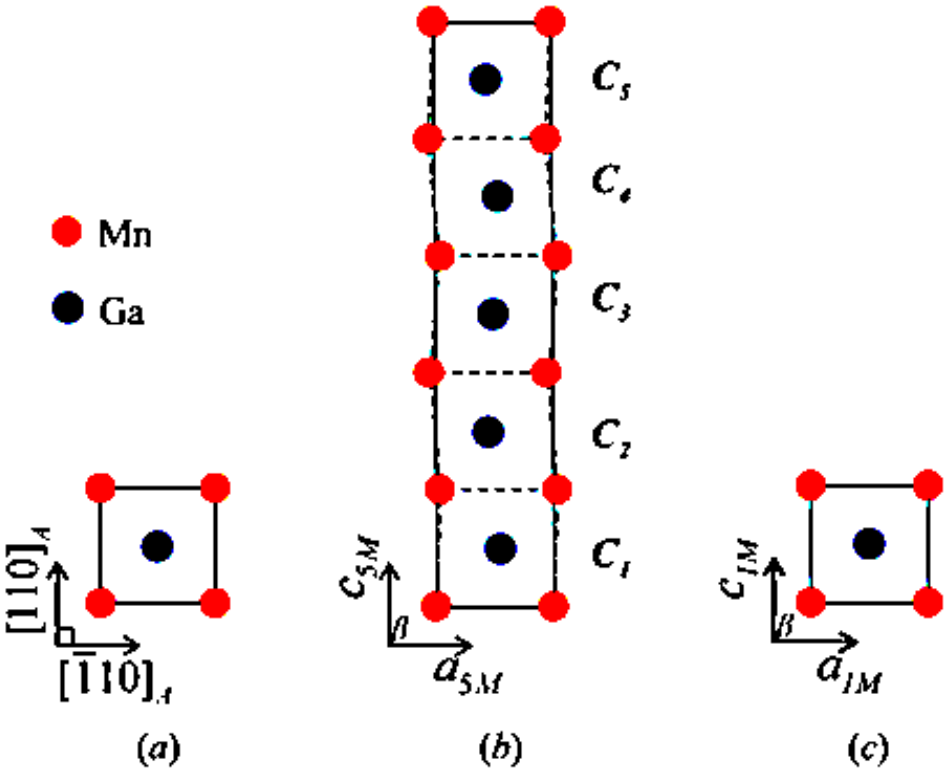
Soğutma sonrası alaşımda $L2_1 \rightarrow 3M$ dönüşümünden sonra malzeme daha fazla soğutulduğu sırada, 3M fazından, beş atomik düzleme eşit bir modülasyon periyodu ile tetragonal (martensitik) 5M fazına yapısal bir geçiş meydana gelir. Şekil 2.4'de de gösterildiği gibi 5M tetragonal faza geçiş, Bain mekanizması vasıtasıyla gerçekleşir [12]. Başlangıçtaki kübik kafes z ekseni boyunca sıkışır ve aynı zamanda hacimdeki değişimi telafi edecek ölçüde x ve y eksenleri boyuncada değişim devam eder. Ancak bu değişiklik enerjisel olarak elverişsiz olduğu için kafes gerilir. Bu aşamada her beşinci $(110)_P$ düzlemi yer değiştirmeden kalırken, diğer dört düzlem [110] yönü boyunca yer değiştirir (Şekil 2.5) [45, 88-91].




**Şekil 2.4.** $X_2YZ$ Heusler alaşımlarının kristal yapısı: (a) $L2_1$ tipi kübik kafes yapısından $L1_0$ tipi tetragonal kafes yapısına yapısal geçiş; (b) 5M martensit fazındaki kafes çarpıklıklarının şematik gösterimi [10].

Entel ve arkadaşlarının yaptıkları bazı incelemeler sonucunda, $Ni_2MnGa$ alaşımının cisim merkezli tetragonal kafesinin parametreleri $a_{5M}=b_{5M}$ =5.90 Å ve $c_{5M}$=5.54 Å (tetragonalite $c/a\approx0.94$); birim hücre hacmi $V_{tetr}\approx195$ Å$^3$ olarak bulunmuştur. Bu nedenle, deneylerden martensitik geçiş üzerine kafes hacminin neredeyse değişmeden kaldığı ($(V_{cub}-V_{tetr})/V_{cub}\approx\%$ 1) anlaşılmıştır [91]. Ni-Mn alaşımları için oda sıcaklığında alınan XRD ölçümleri, malzemenin 5M martensit fazı içerebileceğini ve kafes parametrelerinin $a_{5M}$=4.226 Å, $b_{5M}$=5.581 Å, $c_{5M}$=21.052 Å ve $\beta$ = 90.3 ° olarak belirlendiğini göstermektedir. 5M fazına geçiş, kristale [001] doğrultusu boyunca harici bir basınç uygulanmasıyla da gerçekleştirilebilir. Yaptıkları çalışmalarda, hem sıcaklığı değiştirerek hem de eksen kılavuzları boyunca basınçta bir başka artış uygulayarak elde edilen her iki martensitik fazın (5M) aynı olduğu gösterilmiştir [6].

Ni-Mn alaşımlarında oda sıcaklığında gözlemlenen 5M martensitin mikro yapısı, birbirini takip ederek oluşumunu tamamlamış ince lamelli (varyantlar) geniş plakalarla karakterize edilebilir. Geniş bir plakada dört ikizle ilgili varyant tanımlanmıştır. Martensit varyantlarının yönelim verilerine dayanarak ölçümlerden elde edilen, austenit ve 5M martensit fazları arasındaki en uygun yönelim ilişkisinin $(101)_A//(125)_{5M}$ ve $[101]_A$ ile Pitsch ilişkisi olduğu ortaya çıktı [6].

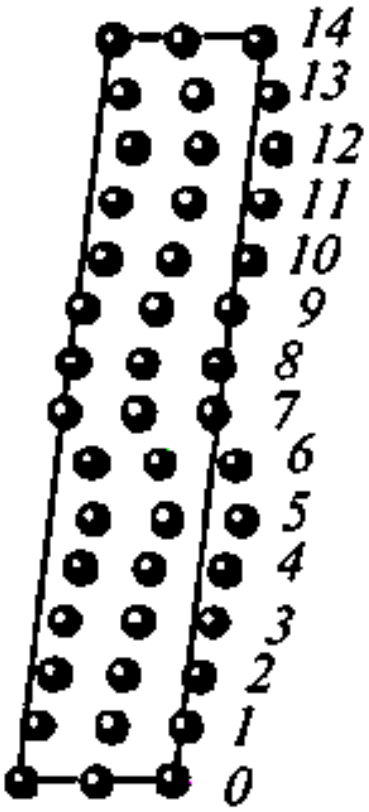



**Şekil 2.5.** (a) NiMnGa alaşımında kübik austenit fazının birim hücresi, (b) Beş alt hücreden (kesik çizgilerle gösterilmiştir) oluşan monoklinik 5M martensitin süper hücresi (superlattice) ve (c) 5M martensit fazının sadeleştirilmiş ortalama birim hücresi (kafes modülasyonunu göz ardı ederek) şematik gösterimleri [6].

5M martensit, c ekseni boyunca (Şekil 2.5 b'de C1-C5 olarak gösterilmiştir) oluşan ardışık beş alt hücreden meydana gelen monoklinik bir süperörgüye sahiptir [21]. 5M martensit fazının monoklinik kristalografik eksenleri kübik austenit fazının $[\bar{1}10]_A$ (a ekseni), $[001]_A$ (b ekseni) ve $[110]_A$ (c ekseni) yönleri boyunca hizalanır [6].

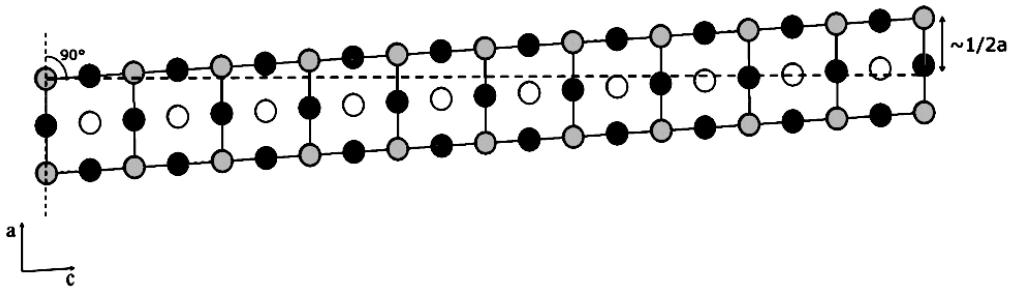
7M martensit fazının temel yapısı monoklinik simetriye aittir. Malzeme üzerinde bir eksen boyunca basınçta bir artış, tetragonal faz 5M'nin, yedi atomik düzlemin modülasyon periyodu ile modüle edilen ortorombik faz 7M fazına geçişine yol açar. Bu faz aynı zamanda $L2_1$ veya 3M fazlarına [110] yönü boyunca dış basınç uygulanmasıyla da elde edilebilir. *7M* martensiti, birim hücre parametreleri aşağıdaki ilişki ile eski kafesden türetilen ana $L2_1$ yapısına dayanan bir sahte ortorombik kafesle sıklıkla ilişkilidir. Genel olarak *7M* modülasyonu, kristalografik eksenlerden biri boyunca yedi bitişik birim hücresi olan bir üst yapı ile temsil edilir. NiMn alaşımlarındaki martensitik kafes modülasyonu, monoklinik ortamın [001]

kristalografik doğrultusu boyunca atomik tabakaların zigzaglar çizerek genişlemesi ve değişmesi ile ilgilidir (Şekil 2.6) [23].




**Şekil 2.6.** $X_2YZ$ Heusler alaşımlarında 7M fazındaki kafes çarpıklıkları [10].

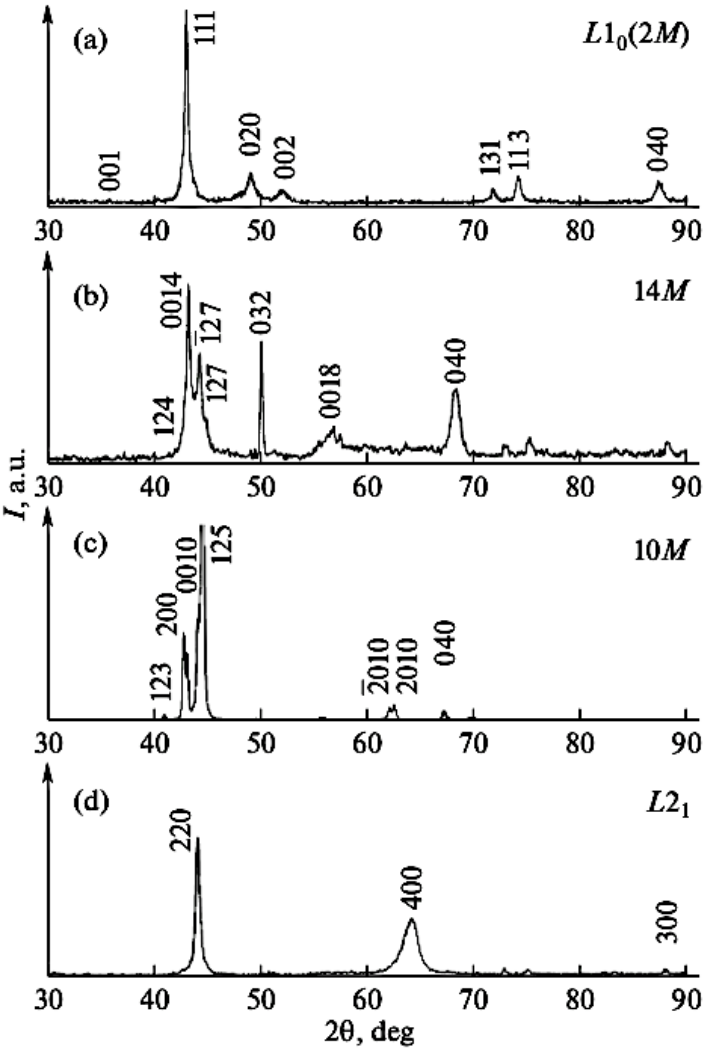
Malzeme üzerinden alınacak bir X-ışını analizinde hkl düzlemine ait bir pik yükseltisinin yarı şiddet genişliğin (FWHM) anizotropik genişlemesi martensitik geçiş sırasında büyük ölçüde bozulan kafes düzlemleriyle ilişkilidir. Yaklaşık olarak 93 ° 'lik bir β açısı gösteren monoklinik bozulma, (00l) düzlemlerinin sistematik olarak kayması anlamına gelir (Şekil 2.7). On birim hücreden sonra meydana gelen kesme miktarı yaklaşık olarak toplamda 1/2*a* kesmesi kadardır. Righi ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada oda sıcaklığında Ni-Mn bazlı alaşımlara ait 7M martensitten alınan XRD ölçümleri sonucunda elde edilen kristal kafes parametreleri a=4.2651 Å, b=5.5114 Å, c=42.365 Å ve β = 93.27° şeklinde ifade edilmiştir. Bu çalışmada, martensit fazının on birim hücreden oluşan orantısız bir monoklinik üst yapı olduğu ifade edilmiştir [23].




**Şekil 2.7.** 7M martensite ait monoklinik temel yapının on bitişik birim hücresinin görünümü. (001) atomik düzlemlerin toplam kesilmesi kesikli çizgi ile gösterilmektedir [23].

Zongbin Li ve arkadaşlarının yapmış oldukları bir kristalografik (XRD) analizde ölçüm alınan 2θ aralığında, austenit fazına ait {2 0 0} yansımasından örgü sabitinin $a_A$=5.83 Å olduğu hesaplanmıştır. Aynı çalışmada martensitik dönüşüm gerçekleştikten sonra, {2 0 0} yansımasından $\{1\ 0\ 10\}_{7M}$ ve $\{0\ 2\ 0\}_{7M}$ yansımalarının geliştiği anlaşılmıştır. Burada $\{1\ 0\ 10\}_{7M}$ kırınımının $\{0\ 2\ 0\}_{7M}$ ile kıyaslandığında en güçlü pik olduğu görülmüştür. Yapılan bu çalışma, 7M martensit fazına ait $\{1\ 0\ 10\}_{7M}$, $\{-1\ 0\ 10\}_{7M}$ ve $\{0\ 2\ 0\}_{7M}$ ve austenit fazı arasındaki yönelim ilişkisine göre, 7M martensitin {−1 0 10}, {1 0 10} ve {0 2 0} düzlemlerinin austenit fazına ait {2 0 0} kristalografik düzleminden doğduklarını göstermektedir [6].

Belosludtseva ve arkadaşlarının NiMn alaşımları üzerine yapmış oldukları çalışmada ortorombik 10M martensit fazının birim hücresi ($a\|[101]_{L21}, b\|c_{L21}, c\|[101]_{L21}$) için kafes sabitlerini *a*=4.21 Å, *b*=5.584 Å ve *c*=29.355 Å olarak tespit etmişlerdir. Alaşımların kimyasal kompozisyonları ve kritik sıcaklıklar Çizelge 2.2'de verilmiştir. Monoklinik 14M fazı için hesaplanmış olan kafes sabitleri ise *a*=4.230 Å, *b*=5.500 Å, *c*=29.355 Å ve monoklinik distorsiyon açısı ise 92.90° şeklindedir. Oda sıcaklığında kristalografik ölçümleri (XRD) alınmış Ni-Mn alaşımına ait martensit fazlarının ($L1_0$, 10M, 14M) ve $L2_1$ austenit fazlarının tipik X-ışını difraksiyon paternleri Şekil 2.8'de verilmiştir [81, 92-94]. Morito ve Otsuka'nın yaptıkları çalışmada 14M fazının kafes parametresi $a_{14M}$ =4.25 Å, $b_{14M}$ =2.78 Å, $c_{14M}$ =29.7 Å, $\beta_{14M}$ = 94.78° olarak ve 10M fazının kafes parametresi $a_{10M}$ = 4.24 Å, $b_{10M}$ = 2.83 Å, $c_{10M}$ = 20.5 Å, $\beta_{10M}$ = 90.58° olarak elde edilmiştir [95].

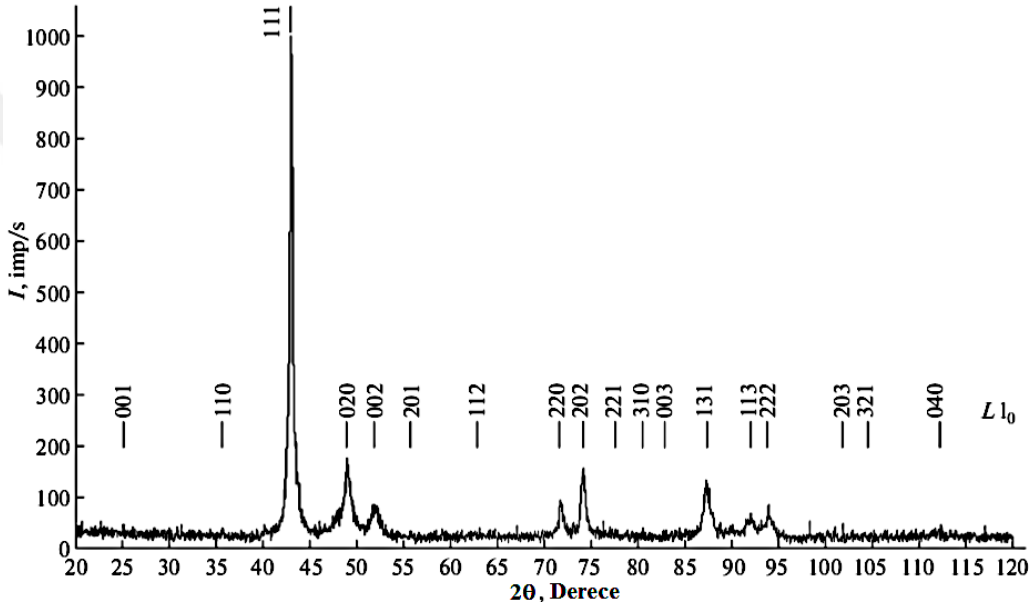



**Şekil 2.8.** Oda sıcaklığında alınmış Ni-Mn alaşımına ait martensit fazlarının ($L1_0$, 10M, 14M) ve $L2_1$ austenit fazının tipik X-ışını difraksiyon paternleri [81].

Sakon ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada ise $Ni_{53}Mn_{25}Ga_{22}$ alaşımına ait *14M* (*7R*) monoklinik martensitik yapı indekslendi. Numunenin kafes parametreleri, oda sıcaklığında $a$=4.2495 Å, $b$=2.7211 Å, $c$=29.340 Å ve $\beta$=93.36 ° olarak belirlendi [83].

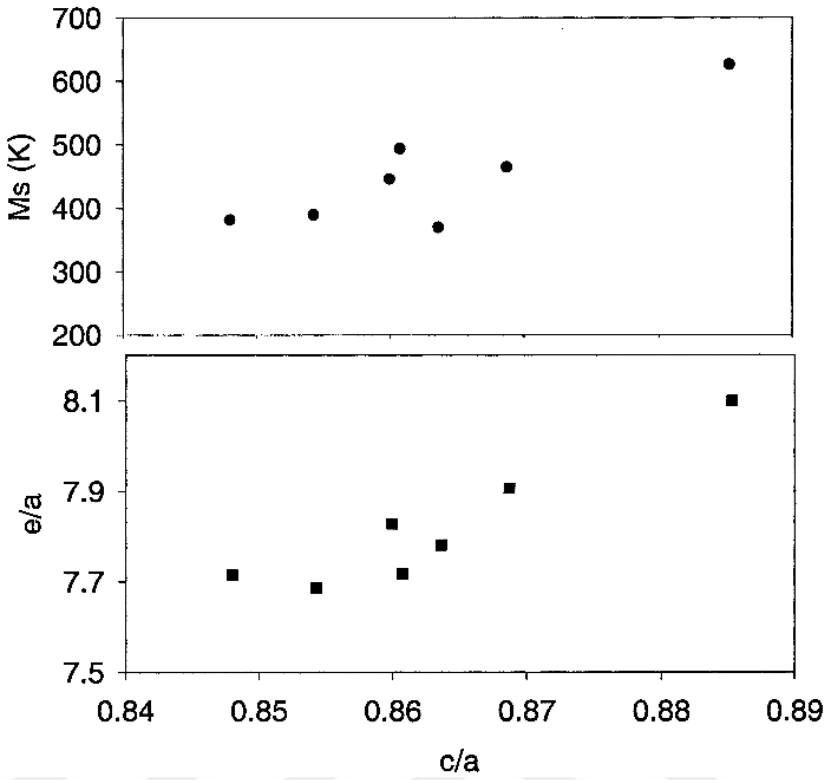
Bir NiMn alaşımının büyük kısmında 7M fazı oluşturulduktan sonra, [001] yönü boyunca basınç uygulanması, bir faz dönüşümüne daha yol açar. Oluşan yeni faz tetragoalitesi (c/a) yaklaşık olarak 1.25 civarında olan modüle edilmemiş (non

modulated-NM) bir $L1_0$ fazıdır [45, 93] (Şekil 2.9). Yeni eksenlerde, $L1_0$ yapısı üç katmanlı bir periyodikliğe sahiptir (ABC tipi istifleme) ve bazen 3R ([93] 'ün yeni gösteriminde 2M) olarak belirtilir. Stokiyometrik bileşik için martensitik faz <100> doğrultusu boyunca modüle edilmiş cisim merkezli tetragonal bir kafes (bct, $c/a$<1) yapısına sahiptir [18]. Pushin ve arkadaşlarının elde ettikleri X-ışını analiz verilerine göre, NiMn alaşımları, birim hücre parametreleri a = 3.740 Å, c = 3.520 Å ve $c/a$=0.94 olan yüz merkezli bir tetragonal kafes yapısı gösteren $L1_0$ fazına sahiptir (Şekil 2.10) [50].




**Şekil 2.9.** Ni-Mn alaşımı için *L1₀* martensit fazına ait X ışını spektrumu [50].

Modüle edilmemiş martensit yapısı, nispeten yüksek $M_s$ değerlerine sahip alaşımlarda gözlendiğinden, bu malzemeler oda sıcaklığında martensitik durumdadırlar ve bu durum en iyi bir şekilde XRD yöntemi kullanılarak incelenebilir. X-ışını ve elektron ayırma modellerinin analizi, yapının yüz merkezli $L1_0$ olduğunu gösterir. Pons ve arkadaşlarının bazı Ni-Mn alaşımları için XRD ile elde edilen kafes parametreleri Çizelge 2.2'de gösterilmiştir. Şekil 2.10, tetragonalite oranının ($c/a$) bir fonksiyonu olarak dönüşüm sıcaklığı ($M_s$) ve elektron-atom oranının ($e/a$) grafiklerini göstermektedir. Bu martensitin mikroyapısının büyük kısmı (111) $L1_0$ ikizleme düzlemi ile dahili olarak ikizlenmiş plakalardan oluşur. İç ikizlenme malzeme boyunca düzenli değildir. Nispeten kalın ikizlerin oldukça düzenli dağılımına sahip bölgeler ve düzensiz ve çok ince ikizlerin yoğunluğu yüksek olan bölgeler vardır [18].




**Şekil 2.10.** Tetragonalitenin (*c*/*a*) bir fonksiyonu olarak dönüşüm sıcaklığı ($M_s$) ve elektron/atom oranının (*e*/*a*) değişimi [18].

**Çizelge 2.2.** Pons ve arkadaşlarının çalışmalarına göre modüle edilmemiş martensit fazına ait kafes sabitleri ve tetragonalite değerleri [18].

| Alaşım | *e*/*a* | $M_s$ (K) | *a* (Å) | *c* (Å) | *c*/*a* |
|---|---|---|---|---|---|
| $Ni_{45.7}Mn_{37.2}Ga_{17.1}$ | 7.67 | 390 | 7.75 | 6.62 | 0.854 |
| $Ni_{53.8}Mn_{23.7}Ga_{22.5}$ | 7.71 | 382 | 7.71 | 6.54 | 0.848 |
| $Ni_{58.3}Mn_{15.9}Ga_{25.8}$ | 7.72 | 494 | 7.60 | 6.54 | 0.860 |
| $Ni_{53.1}Mn_{26.6}Ga_{20.3}$ | 7.78 | 366 | 7.65 | 6.60 | 0.863 |
| $Ni_{51.2}Mn_{31.1}Ga_{17.7}$ | 7.83 | 446 | 7.70 | 6.62 | 0.860 |
| $Ni_{59.0}Mn_{19.4}Ga_{21.6}$ | 7.91 | 465 | 7.65 | 6.64 | 0.869 |
| $Ni_{58.4}Mn_{25.3}Ga_{16.3}$ | 8.10 | 626 | 7.61 | 6.74 | 0.886 |

Çizelge 2.3'de bu bölümde değinilen bazı çalışmalarda elde edilmiş olan NiMnX Heusler alaşımlarında yüksek sıcaklıktaki düzensiz yüzey merkezli kübik $\gamma$ fazı, ferromanyetik $L2_1$ austenit fazının kafes sabiti ve cisim merkezli tetragonal modüle edilmemiş martensit fazı için kafes sabitleri ($c/a>1$) toplu olarak verilmeye çalışılmıştır. Dikkat edilirse Çizelge 2.2 ve Çizelge 2.3'de verilen non modulated-NM

martensit fazının tetragoalitesi ($c/a$) hemen hemen tüm literatür çalışmalarında birbirine uymamaktadır.

**Çizelge 2.3.** Modüle edilmemiş martensit fazına ait kafes sabitleri ve tetragonalite değerleri [18].

| Ref. | $a_{NM}$ (Å) | $c_{NM}$ (Å) | $c_{NM}/a_{NM}$ | $a_{L21}$ (Å) *fcc* | $a_{\gamma}$ (Å) *fcc* | B2 (Å) *bcc* |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 18 | 5.5200 | 6.4400 | 1.160 | - | - | - |
| 50 | 3.7400 | 3.5200 | 0.940 | - | - | 2.988 |
| 81 | - | - | - | 5.8200 | - | - |
| 84 | - | - | - | 5.7927 | - | - |
| 85 | 3.8945 | 6.4560 | 1.657 | 5.8310 | 3.6756 | - |

Çizelge 2.4'de bu bölümde değinilen bazı çalışmalarda elde edilmiş olan cisim merkezli tetragonal beş katmanlı martensit için kafes sabitleri ($c/a$ <1) ile, monoklinik yedi katmanlı martensit fazına ait kafes sabitleri toplu olarak verilmeye çalışılmıştır. Martynov ve Kokorin'in önceki çalışmasında, hücre ortorombik olarak tanımlanmıştır [12]. Li ve arkadaşlarının Ni-Mn alaşımları için oda sıcaklığında alınan XRD ölçümleri, Pons ve arkadaşlarının Çizelge 2.4'de verilen sonuçları ile çelişmektedir. Li ve arkadaşlarının 5M martensit fazı için elde ettikleri kafes parametrelerinin $a_{5M}$=4.226 Å, $b_{5M}$=5.581 Å, $c_{5M}$=21.052 Å ve β = 90.3 ° olarak belirlendiği görülmektedir [6].

**Çizelge 2.4.** 5M ve 7M martensit fazlarına ait kafes sabitleri ve tetragonalite değerleri [18].

| Ref. | $a_{5M}$ (Å) | $c_{5M}$ (Å) | $c_{5M}/a_{5M}$ | $a_{7M}$ (Å) | $b_{7M}$ (Å) | $c_{7M}$ (Å) | $\beta$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | *bct* | | | *monoklinik* | | | |
| 18 | 5.90 | 5.54 | 0.93 | 6.1400 | 5.7800 | 5.510 | 90.58° |
| 23 | - | - | - | 4.2651 | 5.5114 | 42.365 | 93.27° |

NiMn alaşımları üzerine yapılmış bazı çalışmalarda 10M martensit fazının birim hücresinin ortorombik olduğu, bazı çalışmalarda ise monoklinik olduğu ve 14M martensit fazının ise monoklinik olduğu ifade edilmiştir. Bu bölümde değinilen literatür bilgilerinden özetlenen 10M martensit ve 14M martensit fazlarına ait kafes

parametreleri Çizelge 2.5'de verilmiştir. Örneğin Çizelge 2.5'de verilen 18 numaralı literatür ile Morito ve Otsuka'nın yaptıkları çalışmada 10M fazının kafes parametresi uyuşmadığından ve 10M fazının kafes parametrelerini $a_{10M}$ = 4.24 Å, $b_{10M}$ = 2.83 Å, $c_{10M}$ = 20.5 Å, $\beta_{10M}$ = 90.58° olarak bulduklarından Çizelge içerisinde değerler ifade edilememiştir [95].

**Çizelge 2.5.** 10M ve 14M martensit fazlarına ait kafes sabitleri ve tetragonalite değerleri [18].

| Ref. | $a_{10M}$ (Å) | $b_{10M}$ (Å) | $c_{10M}$ (Å) | $a_{14M}$ (Å) | $b_{14M}$ (Å) | $c_{14M}$ (Å) | $\beta_{14M}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | ***bct*** | | | ***monoklinik*** | | | |
| 18 | 4.2100 | 5.5840 | 29.3550 | 4.2300 | 5.5000 | 29.3550 | 92.90° |
| 23 | - | - | - | 4.2495 | 2.7211 | 29.3400 | 92.90° |
| 95 | - | - | - | 4.2500 | 2.7800 | 29.7000 | 94.78° |

## 2.2 Ni-Mn Şekil Hafızalı Alaşımların Faz Diyagramları

Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlar (FSHA'lar), akıllı malzemeler için potansiyel adaylar olarak kapsamlı bir şekilde araştırılmaktadır. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ile değişim grafiği temsili olarak Şekil 2.11'de verilmiştir [96].

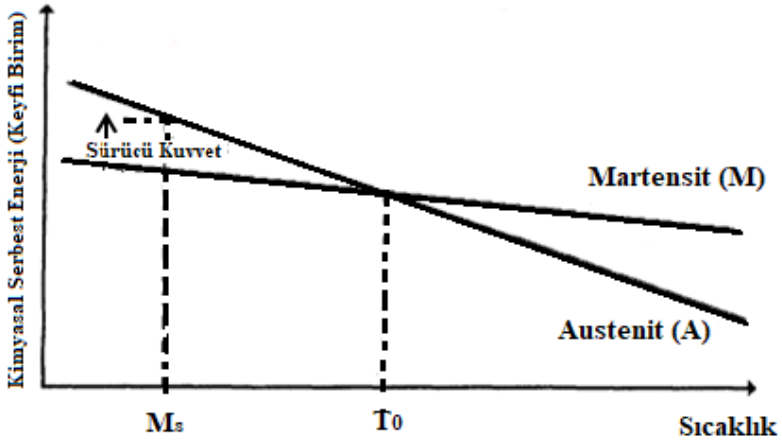
Bir manyetik alan etkisi altında martensit fazının serbest enerjisi daha düşük olacağından martensit fazının oluşum miktarı artar. Bunun nedeni ferromanyetik martensit fazındaki Zeeman enerjisi nedeniyle serbest enerjinin düşmesidir. Şekil 2.12, Gibbs serbest enerjisinin sıcaklık ve manyetik alan bağımlılığını göstermektedir. Sıfır manyetik alan içerisinde, martensit fazı dönüşümü $M_{Max}$ sıcaklığında meydana gelir, burada dönüşümün gerçekleşmesi için sürücü kuvvet $\Delta F$, martensit fazı ve austenit fazı arasındaki serbest enerji farkına eşittir. Bir manyetik alan etkisi altında, martensit fazının serbest enerjisi, Zeeman manyetik enerjisi $\Delta E$ nedeniyle daha düşük olur. Sonuç olarak, Şekil 2.12 (a) 'da gösterildiği gibi $M_{Max}$ değeri artar. ΔF, ΔE, ΔT ve $M_{Max}$ sıcaklığı arasındaki ilişki,

$$\Delta T = \frac{\Delta E}{\Delta F}(T_0 - A_{max}) \tag{2.12}$$

şeklinde bulunur. Burada,

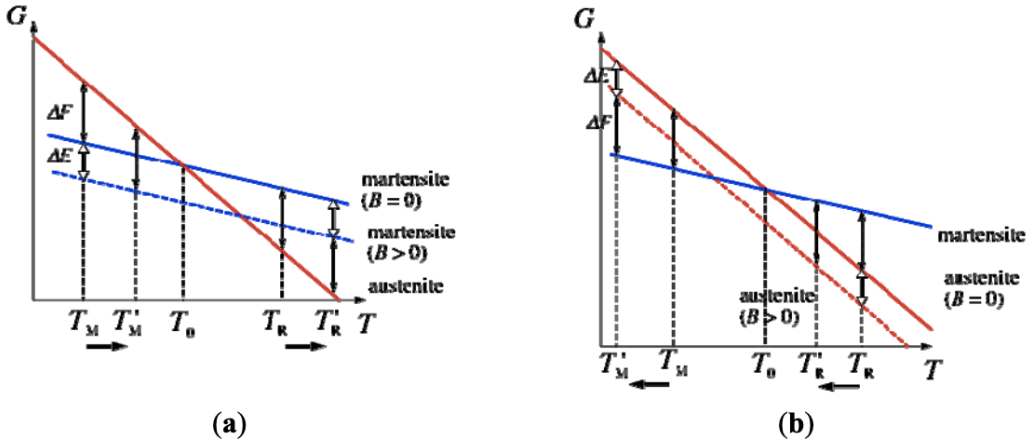
$$T_0 = \frac{M_{max}+A_{max}}{2} \tag{2.13}$$

şeklinde bulunur [82].




**Şekil 2.11.** Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ile değişim grafiği [96, 97].

Bu arada, Ni-Co-Mn-Ga ve Ni-Co-Mn-In alaşımlarının $M_{Max}$ sıcaklık değeri, Şekil 2.12'de gösterildiği gibi artan manyetik alanlar ile azalır. Bu alaşımların $M_{Max}$ sıcaklık değerinin hemen altındaki faz, paramanyetik martensit (veya zayıf ferromanyetik) fazdır ve $M_{Max}$ sıcaklık değerinin hemen üzerindeki faz, ferromanyetik austenit fazıdır. Manyetik alanlarda, austenit fazının serbest enerjisi Zeeman enerjisine bağlı olarak düşer ve austenit fazının miktarı artar. Sonuç olarak, manyetik B-T faz diyagramında, austenit fazının alanı artar ve $M_{Max}$ değeri azalır. Şekil 2.12 (a)'da ΔF ve ΔE, sırasıyla bir martensit geçişini ve Zeeman enerjisini indüklemek için itici kuvveti gösterir. Kesikli kalın çizgi martensit fazında manyetik alan altındaki serbest enerjiyi gösterir. Şekil 2.12 (b)' de ise kesikli kalın çizgi, austenit fazında manyetik alan altındaki serbest enerjiyi gösterir [83].

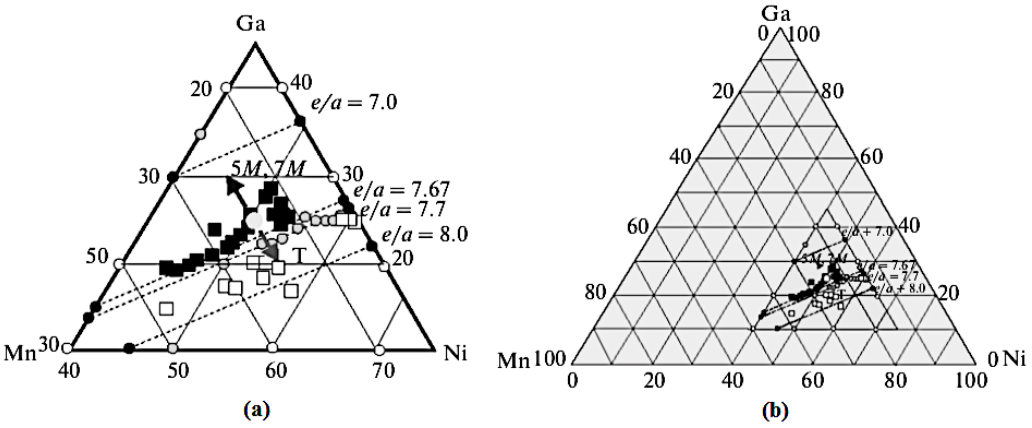



**Şekil 2.12.** Gibbs'in serbest enerjisinin sıcaklık ve manyetik alan bağımlılığı. (a) Martensit fazı ferromanyetik ve austenit fazı paramanyetik olduğunda diyagram. (b) Martensit fazı paramanyetik ve austenit fazı ferromanyetik olduğunda diyagram [83].

Deneysel araştırmalar $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ alaşımlarında yapısal ve manyetik alt sistemler arasında güçlü bir ilişki olduğunu göstermiştir [37, 38, 98]. Bu ilişki, birleştirilmiş manyeto-yapısal geçişin anlaşılmasına yol açar. $Ni_2MnX$ alaşımlarının faz diyagramı üç karakteristik bölgeye ayrılabilir. Birinci bölgede, $T_m<T_C$ ve martensitik dönüşüm ferromanyetik matrikste meydana gelir. İkinci bölgede, ferromanyetik martensitten paramanyetik austenite ($T_m=T_C$) bağlı bir manyeto yapısal geçiş gerçekleşmiştir. Üçüncü bölgede, $T_m>T_C$ ve martensitik dönüşüm, FM düzenlenme (ordering) sıcaklığından çok daha yüksek sıcaklıklarda paramanyetik durumda meydana gelir [83].

Kuo ve arkadaşları tarafından üçlü Ni-Mn-Ga alaşımının faz diyagramı üzerinde yaptıkları yorumlar, birleşik manyeto-yapısal geçişin var olduğu bölgenin izo-elektronik çizgi boyunca uzandığını göstermiştir (Şekil 2.13) [99]. Şekil 2. 13 (a)' da, Ni–Mn-Ga alaşımlarının üçlü faz diyagramının bir parçası verilmiştir. Şekilde birleştirilmiş manyeto-yapısal geçiş bölgesi kesik çizgilerle gösterilmiştir. □ simgesi $T_C<T_m$ olan alaşımlar, O simgesi $T_C=T_m$ olan alaşımlar ve ■ simgesi ise $T_C>T_m$ olan alaşımlar için deneysel verilere karşılık gelir. Şekil 2.13'de kullanılan oklar, modüle edilmiş 5M ve 7M fazlarına ve modüle edilmemiş Θ fazına ($L1_0$) geçiş için teorik tahminleri göstermektedir. Büyük daire stokiyometrik bileşik $Ni_2MnGa$ alaşımını

gösterir. Şekil 2.13 (b)'de, Şekil 2.13 (a)'nın tam üçlü faz diyagramı içerisine yerleştirilmiş hali gösterilmiştir [46, 99]. Arayer katı çözelti oluşumu her ne olursa olsun, Ni–Mn–Ga alaşımlarındaki manyeto-yapısal geçiş, e/a≈7.7 değerlik elektron yoğunluğu ile karakterize edilen bileşimlerde gözlenir. Ni-Mn-Ga alaşımlarındaki martensitin kristalografik yapısının, konfigürasyon noktası e/a = 7.7 çizgisinden geçtikten sonra değiştiğine dikkat etmek gerekmektedir. Bu nedenle, martensitin kristal kafesinin simetrisindeki değişikliğin, e/a<7.6 olan alaşımlar için martensitik dönüşümün ferromanyetik durumda meydana geldiği düşünülebilir. e/a>7.7 olduğu durumlarda ise bu dönüşüm paramanyetik durumda meydana gelir. Sonuç olarak, yapısal ve manyetik alt sistemler arasında e/a≈7.7 yoğunluk değerinin güçlü bir dönüm noktası olduğunu varsayabiliriz [83]. Mn ve üçüncü element atomları arasındaki oransal ilişki e/a valans elektron yoğunluğunda artışa sebep olduğu sürece Ni-Mn-X alaşımlarında faz martensit faz dönüşümü 10M→14M→$L1_0$ (tetragonal faz) şeklinde gerçekleşir [100-104].

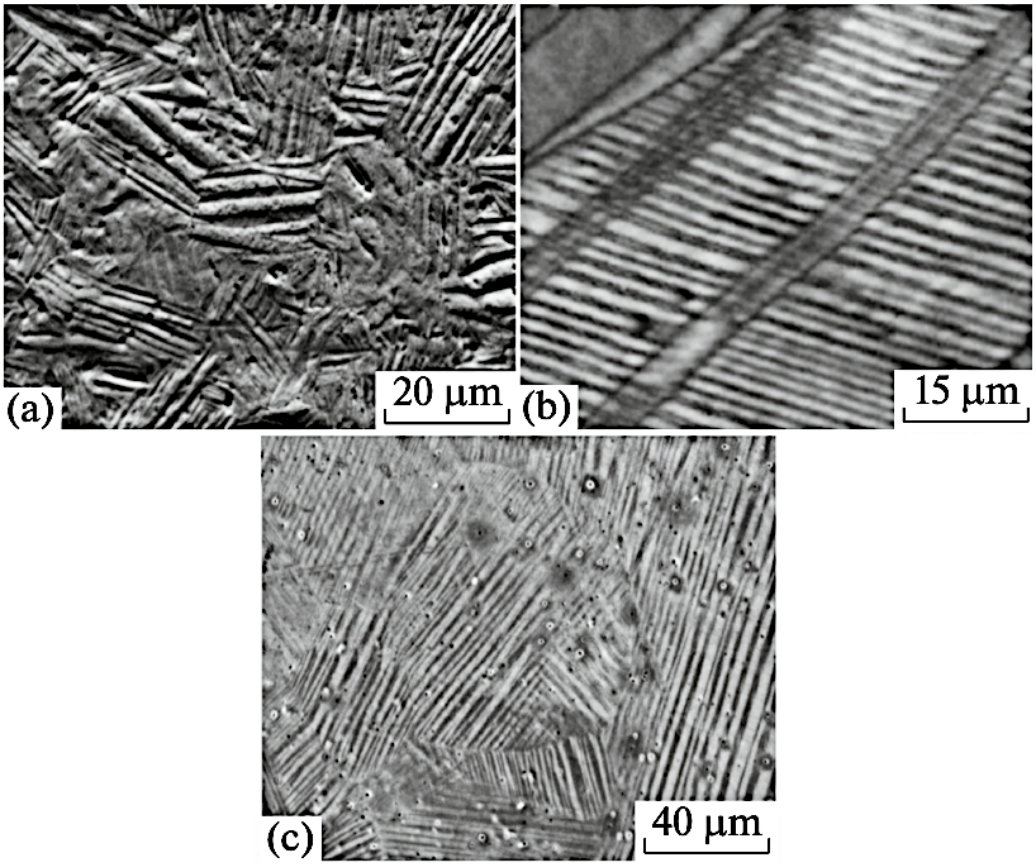



**Şekil 2.13.** (a) Ni–Mn-Ga alaşımlarının üçlü faz diyagramının bir parçası, (b) Belirtilen parçanın tam üçlü faz diyagramında gösterimi [10, 46, 99].

## 2.3 Ni-Mn Alaşımların Morfolojisi

Şekil 2.14 (a)'da $Ni_{50}Mn_{50}$ alaşımında tetragonal $L1_0$ (2M) martensit fazı, (b)'de $Ni_{50}Mn_{30}Ga_{20}$ alaşımında 14M martensit fazı ve (c)'de $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ alaşımında 10M martensit fazına ait tipik SEM görüntüleri verilmiştir. Martensit yapı dizilimi bir

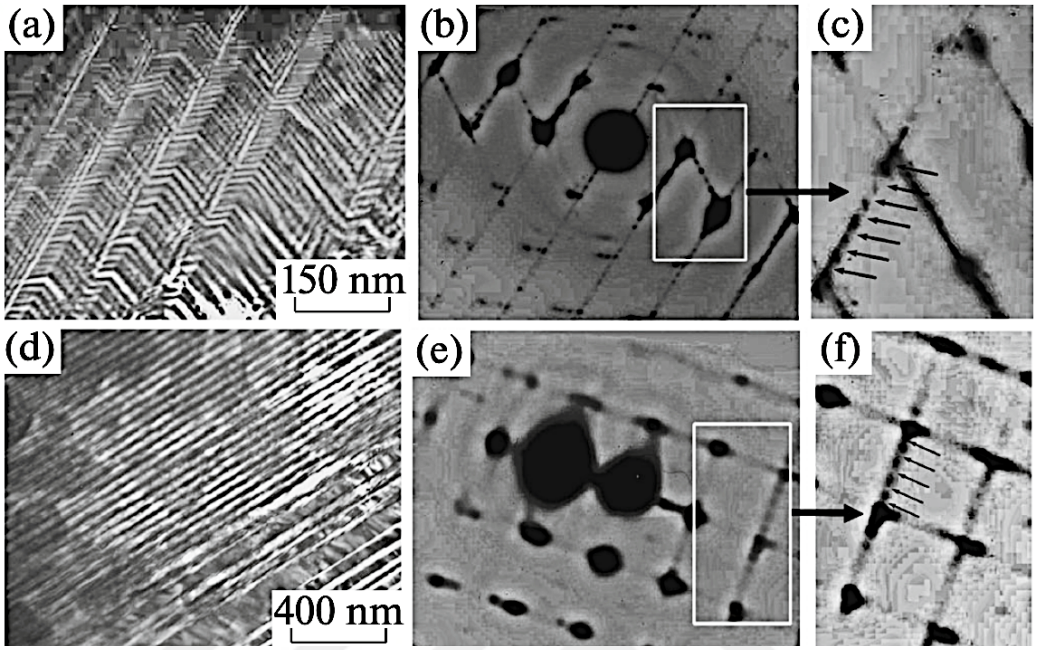
paket-lamel yapı olarak karakterize edilmiştir [81]. Şekil 2.15 (a, d)'de aydınlık alan TEM görüntileri, (b, c, e, f) aydınlık alan TEM görüntüleri ile ilgili elektron difraksiyon paternleri, (a-c) $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{21}$ alaşımında 14M martensit fazı ve (d-f) $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ alaşımında 10M martensit fazı verilmiştir [81].




**Şekil 2.14.** a) $Ni_{50}Mn_{50}$ alaşımında tetragonal $L1_0$ (2M) martensit fazı b) $Ni_{50}Mn_{30}Ga_{20}$ alaşımında 14M martensit fazı ve c) $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ alaşımında 10M martensit fazına ait tipik SEM görüntüleri [81].

Elektron mikrograflarının ve elektron kırınım modellerinin birleşik difraksiyon desen analizi, martensit fazının, $\{110\}_{B2}$'ye yakın habit düzlem sınırları olan ikiz paralel lameller ve bunların içindeki ince ikincil ikizlerden oluştuğunu göstermektedir. Alaşımlarda kararlı ikiz kristallerin iyi organize edilmiş bir diziliminin oluşumunun ana nedeni, minimum hacimsel değişimlerle termoelastik martensitik dönüşüm sırasında ortaya çıkan ve biriken elastik gerilmeler olarak kabul edilir [81, 105]. Dönüşümün termoelastik mekanizması, büyük hacimsel değişimler nedeniyle dönüşümden sonra yüksek dislokasyon yoğunluğu ile karakterize edilen termoelastik

olmayan martensitin aksine, alaşımlardaki $L1_0$ martensit kristallerinde çok zayıf bir dislokasyon konsantrasyonu ile de gösterilir [81, 105, 106].




**Şekil 2.15.** (a, d) Aydınlık alan TEM görüntileri ve (b, c, e, f) Aydınlık alan TEM görüntüleri ile ilgili elektron difraksiyon paternleri, (a-c) $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{21}$ alaşımında 14M martensit fazı ve (d-f) $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ alaşımında 10M martensit fazı [82].

Bununla birlikte, alaşımlarda meydana gelmiş olan martensit fazlarının morfolojilerinde bariz farklılıklar vardır. Kural olarak, aynı büyütme oranına sahip görüntülerde 10M martensit lameller, 2M ($L1_0$) martensit lamellerinden önemli ölçüde daha dardır (Şekil 2.15 d). İncelenen alaşımların martensit yapısındaki ikiz paketlerin hiyerarşisi, soğuma sonrasında gelişen termoelastik dönüşümün çok çekirdekli kristalografik düzen mekanizması ve müteakip ikiz oluşumu veya uygun faz oluşumunun ortak hareketinden kaynaklandığı açıktır. Ni–Mn alaşımlarında iyi organize edilmiş bir koherent ikiz kristal hiyerarşisinin oluşumunun ana nedeninin, örgü yumuşatma koşulları altında meydana gelen termoelastik martensitik dönüşüm sırasında ortaya çıkan ve biriken elastik gerilmelerdir [81, 105].

## 2.4. Değerlik Elektronlarının Ni-Mn Şekil Hafızalı Alaşımları Üzerine Etkisi

Metalik bağda değerlik elektronları 'tutkal' gibi davranır, değerlik olmayan elektronları ve iyon çekirdeklerini birbirine bağlar. Oysa valans elektronu olmayan elektronlar

alaşımın toplam atom hacmine katkıda bulunur. Değerlik elektron yoğunluğunun yüksek olması, iyonik çekirdekleri birbirine bağlayan "tutkal" ın kalınlaşması anlamına gelebilir. Aslında, metalik malzemelerin ve intermetalik bileşiklerin değerlik elektron yoğunluğu ve bulk modülü arasında belirgin bir ilişki olduğu bilinmektedir. Valans elektron yoğunluğunun yüksek olması genellikle daha yüksek bulk ve dolayısıyla kesme modülleri ile sonuçlanır [107-109]. Bulk modülü, bir katının hacim değişikliğine karşı göstermiş olduğu direncin bir ölçüsüdür ve kesme modülü ise malzemenin şekil değişikliğine karşı göstermiş olduğu direncin ölçüsüdür [107, 109, 110]. Alaşımların valans elektron yoğunluğunun yüksek olması, elastik ve kesme modüllerinin daha büyük olmasına neden olur. Bu nedenle, değerlik elektron yoğunluğunun değişmesi sonucu atomlar arası bağ etkilendikçe elastisite sabitine de bir değişiklik eşlik ettiğini düşünmek mantıklıdır [107, 109, 110]. Yapışmayı yani çekimi kontrol eden anahtar faktör, alaşımın elektronik yapısıdır. Martensitik dönüşümden önce, elastik modüller soğutma sırasında azalır ve kritik bir değere ulaşır [109-111].

Değerlik elektronlarının sayısı genellikle bir geçiş metali atomu için d ve s orbitallerine ait elektronlarının sayısı ve geçiş metali olmayan atomlar için p ve s orbitallerine ait elektronların sayısı olarak kabul edilir. Bir alaşım için atom başına düşen değerlik elektronu, alaşımdaki elementlerin atomik oranlarına göre 2.14 denklemi kullanılarak hesaplanabilir [109]:

$$e_v = f_A e_v^A + f_B e_v^B + f_C e_v^C + f_D e_v^D + \cdots \qquad (2.14)$$

Burada $f_A$, $f_B$, $f_C$ ve $f_D$, alaşımdaki A, B, C ve D elementlerinin atom oranlarını temsil eder ve $e_v^A$, $e_v^B$, $e_v^C$ ve $e_v^D$, sırasıyla, A, B, C ve D elementlerinin sahip oldukları değerlik elektronlarıdır [109]. Bazı Ni-Mn ŞHA'lara ait $e_v/a$ değerleri ve dönüşüm sıcaklıkları Çizelge 2.6'da verilmiştir.

**Çizelge 2.6.** Bazı Ni-Mn bazlı ŞHA'ların alaşım kompozisyonları, $e_v/a$ değerleri ve bazı dönüşüm sıcaklıkları [109].

| Alaşım Kompozisyonu (%at) | $M_S$ (°C) | $A_S$ (°C) | $e_v/a$ ($e$ atom$^{-1}$) | $c_v$ | Ref. |
|---|---|---|---|---|---|
| Ni48.75Mn35.5Ga15.75 | 175.1 | 178.7 | 7.83 | 0.28 | [112] |
| Ni55Mn22.5Ga22.5 | 175 | 200 | 7.75 | 0.27 | [113] |
| Ni54Mn23Ga23 | 110 | 115 | 7.70 | 0.27 | [113] |
| $Ni_{55.6}Mn_{11.4}Fe_{7.4}Ga_{25.6}$ | 166 | 180 | 7.72 | 0.27 | [114] |
| $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{19}Y_3$ | 130 | 132 | 7.62 | 0.27 | [115] |
| $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{21}Y_1$ | 60 | 62 | 7.62 | 0.27 | [115] |
| $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{19}Dy_2$ | 126.2 | 123.7 | 7.66 | 0.27 | [116] |
| $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{20}Dy_1$ | 75.9 | 76.3 | 7.66 | 0.27 | [116] |
| $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{20}Gd_1$ | 70 | 78 | 7.74 | 0.27 | [117] |
| $Ni_{50}Mn_{30}Ga_{15}Al_5$ | 62 | -1 | 7.68 | 0.28 | [117] |
| $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{19}Gd_2$ | 105 | 115 | 7.28 | 027 | [118] |
| $Ni_{40}Mn_{30}Ga_{20}Co_{10}$ | 88 | 91 | 7.64 | 0.27 | [117] |
| $Ni_{51.3}Mn_{14.4}Ga_{26.3}Fe_8$ | 86 | 88 | 7.57 | 0.27 | [119] |
| $Ni_{51.4}Mn_{27.2}Ga_{21.4}$ | 78 | 80 | 7.69 | 0.28 | [120] |
| $Ni_{50}Mn_{34}In_{16}$ | 47 | - | 7.86 | 0.26 | [96] |
| $Ni_{50}Mn_{38}Sb_{12}$ | 42 | 17 | 8.26 | 0.28 | [76] |
| $Ni_{47.9}Mn_{26.1}Ga_{26}$ | 39 | 52 | 7.40 | 0.27 | [32] |
| $Ni_{45}Co_5Mn_{36.7}In_{13.3}$ | 39 | 37 | 7.92 | 0.27 | [94] |
| $Ni_{50.5}Mn_{28.2}Ga_{21.3}$ | 38 | 41 | 7.66 | 0.27 | [32] |
| $Ni_{49.7}Mn_{28.7}Ga_{21.6}$ | 32 | 38 | 7.63 | 0.27 | [32] |
| $Ni_{50.4}Mn_{28.8}Ga_{19.8}Si_1$ | 25 | -3 | 7.69 | 0.28 | [32] |
| $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{22}$ | 18 | 19 | 7.62 | 0.27 | [87] |
| $Ni_{50}Mn_{37}Sb_{13}$ | 17 | 2 | 8.24 | 0.28 | [76] |
| $Ni_{52}Mn_1Fe_{15}Co_5Ga_{27}$ | 17 | 297 | 7.73 | 0.27 | [63] |
| $Ni_{52}Mn_{24.5}Ga_{23.5}$ | 12 | 16 | 7.62 | 0.27 | [82] |
| $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{18.8}Co_{2.2}$ | 223 | 224 | 7.79 | 0.28 | [31] |
| $Ni_{50.7}Mn_{34.6}Ga_{14.7}$ | 311 | 319 | 7.93 | 0.29 | [111] |
| $Ni_{50}Mn_{40}In_{10}$ | 177 | - | 8.10 | 0.28 | [96] |
| $Ni_{50}Mn_{40}Ga_{10}$ | 347 | - | 8.10 | 0.30 | [112] |
| $Ni_{50}Mn_{37.5}Al_{12.5}$ | 390 | - | 8.00 | 0.32 | [112] |
| $Ni_{50}Mn_{45}Sn_5$ | 437 | - | 8.35 | 0.30 | [112] |
| $Ni_{49.6}Mn_{45.5}In_{4.9}$ | 487 | 509 | 8.29 | 0.30 | [113] |
| $Ni_{50}Mn_{50}$ | 627 | - | 8.50 | 0.32 | [113] |
| $Ni_{40.95}Mn_{43.81}Sn_{10.47}B_{4.77}$ | 2 | -1 | 7.72 | 0.28 | [70] |
| $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{21}$ | -5.3 | -4.4 | 7.66 | 0.28 | [80] |
| $Ni_{41.75}Mn_{44.65}Sn_{10.65}B_{2.95}$ | -31 | -33 | 7.81 | 0.27 | [70] |
| $Ni_{51}Mn_{23}Ga_{24.5}Fe_{1.5}$ | -33 | - | 7.56 | 0.27 | [19] |
| $Ni_{50}Mn_{36}Sb_{14}$ | -38 | -58 | 8.22 | 0.27 | [76] |
| $Ni_{43}Co_1Mn_{45}Sn_{11}$ | -53 | -52 | 8.05 | 0.27 | [69] |
| $Ni_{40}Mn_{30}Ga_{20}Fe_{10}$ | -67 | -82 | 7.74 | 0.28 | [73] |

**Çizelge 2.6.** (devam) Bazı Ni-Mn bazlı ŞHA'ların alaşım kompozisyonları, $e_v/a$ değerleri ve bazı dönüşüm sıcaklıkları [109].

| Alaşım Kompozisyonu (%at) | $M_S$ (°C) | $A_S$ (°C) | $e_v/a$ ($e$ atom$^{-1}$) | $c_v$ | Ref. |
|---|---|---|---|---|---|
| $Ni_{52}Mn_{11}Fe_5Co_5Ga_{27}$ | -68 | 27 | 7.63 | 0.27 | [63] |
| $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ | -71 | - | 7.50 | 0.27 | [22] |
| $Ni_{43}Mn_{46}Sn_{11}$ | -73 | -78 | 7.96 | 0.27 | [70] |
| $Ni_{42}Co_2Mn_{45}Sn_{11}$ | -81 | -84 | 8.04 | 0.27 | [69] |
| $Ni_{50}Mn_{35}Sb_{15}$ | -88 | -128 | 8.20 | 0.27 | [68] |
| $Ni_{51.7}Mn_{28.5}Ga_{15.6}In_{4.2}$ | -95 | -73 | 7.76 | 0.27 | [32] |
| $Ni_{49.5}Mn_{23}Ga_{24.5}Fe_3$ | -108 | - | 7.54 | 0.27 | [18] |
| $Ni_{52}Mn_{16}Fe_5Ga_{27}$ | -123 | -98 | 7.53 | 0.27 | [63] |
| $Ni_{49.6}Mn_{27.7}Ga_{20.6}Si_{2.1}$ | -128 | -111 | 7.60 | 0.27 | [32] |
| $Ni_{52}Mn_6Fe_{15}Ga_{27}$ | -153 | -153 | 7.63 | 0.27 | [63] |
| $Ni_{47.25}Mn_{23}Ga_{24.5}Fe_{5.25}$ | -173 | - | 7.47 | 0.27 | [18] |

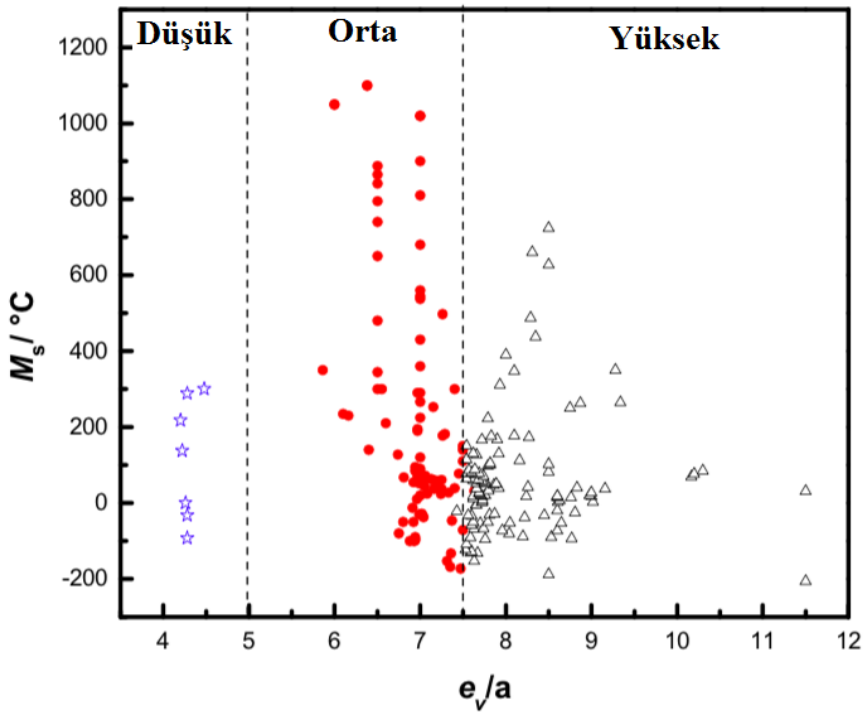
ŞHA'lar düşük ($e_v/a<5$), orta ($5\leq e_v/a\leq 7.50$) ve yüksek ($e_v/a>7.50$) değerlik elektron yoğunluğu gruplarına ayrılır. Malzemenin elastik modülünü azaltan yüksek Mn içeriği (% 30 dan daha fazla) anti-ferromanyetizması nedeniyle, yüksek elektron yoğunluklu NiMnX (X=Ga, In, Al) Heusler alaşımları yüksek dönüşüm sıcaklıklarına sahiptir. Manyetik olmayan alaşımların çoğu orta aralıkta $e_v/a$ değerlerine sahipken, manyetik alaşımların çoğu yüksek değerlikli elektron kategorisine aittir ($e_v/a>7.50$). Hemen hemen tüm NiMn esaslı Heusler bileşimleri Co bazlı, Fe bazlı ve Cu bazlı alaşımlar bu kategoriye girer. Bu alaşımların $M_s$ sıcaklıklarının, orta $e_v/a$ grubundaki alaşımlara kıyasla nispeten daha düşük olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 2.16). $A_s$ sıcaklıkları için de değerlik elektronlarının sayısı ile $M_s$ sıcaklıklarında olduğu gibi bir varyasyon gözlenir (Şekil 2.17). Tetragonal kristal yapıya sahip martensitik faz daha çok valans elektron yoğunluğu e/a=7.50 çevresinde gözlenmiştir. Öte yandan, ortorombik yapı e/a=7.635 çevresinde ve monoklinik yapılar ise 7.67, 7.72 ve 7.78 e/a değerlerinde rapor edilmiştir. Tetragonal fazı sağlayabilecek düşük e/a değerleri elde edebilmek için malzemenin Ni elementi açısından zengin olması gerekir [121].

Ni–Mn–X alaşımları için, artan e/a oranlarında $T_c$ değeri azalır ve $T_M$ (martensitik dönüşüm sıcaklıkları) değeri ise artış gösterir. e/a=7.635 ve 7.70 aralığında $T_c$ ve $T_M$ sıcaklık değerleri birbirlerine yaklaşırlar. Ayrıca düşük e/a değerlerinde $T_M$ değerinin $T_c$ değerinden daha düşük ve yüksek e/a değerlerinde $T_M$ değerinin $T_c$ değerinden daha

yüksek olduğu gösterilmiştir. Ayrıca ferromanyetik Ni-Mn alaşımlar için $T_M$ değerlerinin 300 K'den yüksek ve $T_c$ değerinden düşük olduğunu ve $T_M$ değerinin;

$$T_M = 702.5\ e/a - 5067\ K \tag{2.15}$$

denklemiyle temsil edilebileceği bildirilmiştir [121].



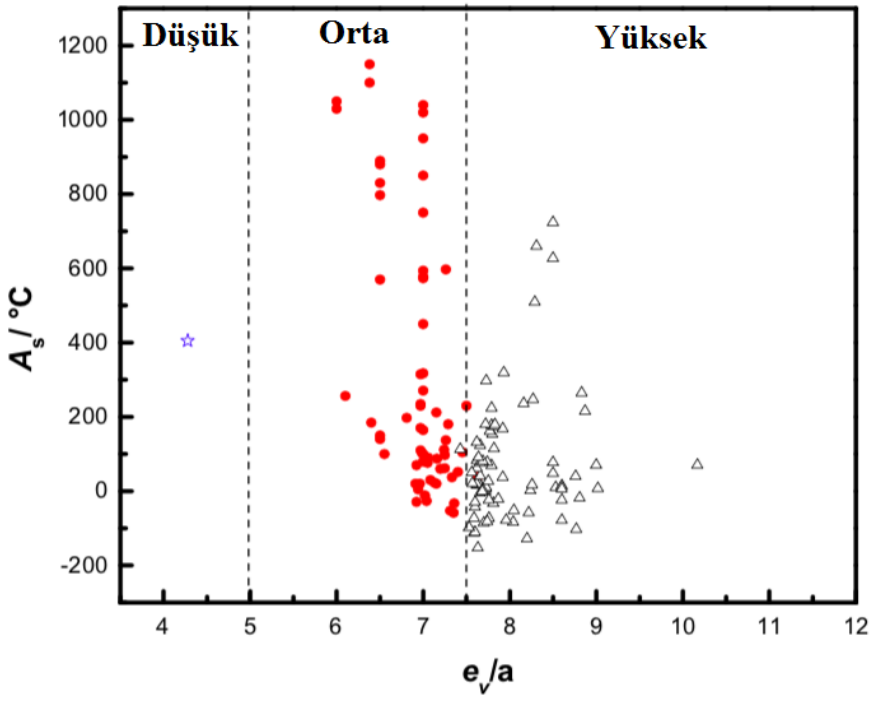

**Şekil 2.16.** Valans elektron sayısı ile değişen $M_s$ değeri [109].

Bu sonuçlar martensitik dönüşümün düşük e/a değeri için ferromanyetik bir yapıda ve daha yüksek e/a değeri için paramanyetik bir durumda meydana geldiğini göstermektedir [121].

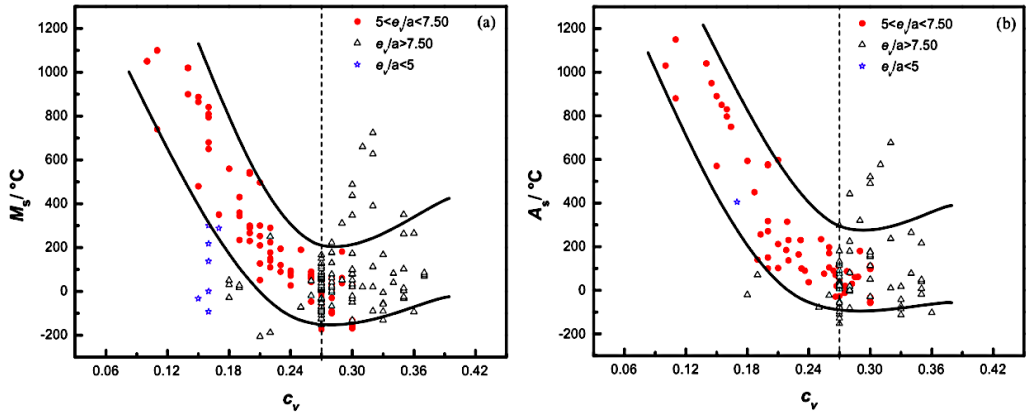
Bir alaşımın ortalama değerlik elektronları konsantrasyonu $c_v$, değerlik elektronlarının sayısının alaşımın toplam elektron sayısına oranı, olarak tanımlanabilir $c_v=(e_v/e_t)$ [10], ve basitçe aşağıdaki gibi hesaplanabilir:

$$c_v = \frac{e_v}{e_t} = \frac{f_A e_v^A + f_B e_v^B + f_C e_v^C + f_D e_v^D}{f_A Z_A + f_B Z_B + f_C Z_C + f_D Z_D} \tag{2.16}$$

burada $Z_A$, $Z_B$, $Z_C$ ve $Z_D$ sırasıyla A, B, C ve D elementlerin atom numaralarını temsil eder. Benzer şekilde $f_A$, $f_B$, $f_C$ ve $f_D$ alaşımdaki her bir elemente karşılık gelen atomik oranları temsil eder. Alaşım elementlerine bağlı olarak, bir alaşımı oluşturan elementlerin atomik oranları, farklı $c_v$ değerleri elde edilmesini sağlar. $M_s$ ve $A_s$ sıcaklıklarının değerlik elektron yoğunluğuna karşı değişimleri Şekil 2.18'de verilmiştir. Her iki durumda da, elektron konsantrasyonunun arttırılmasıyla bir ana eğilimin var olduğu görülmektedir. $M_s$ ve $A_s$ sıcaklık değerlerinin genel değişim eğilimleri benzer görünmektedir.



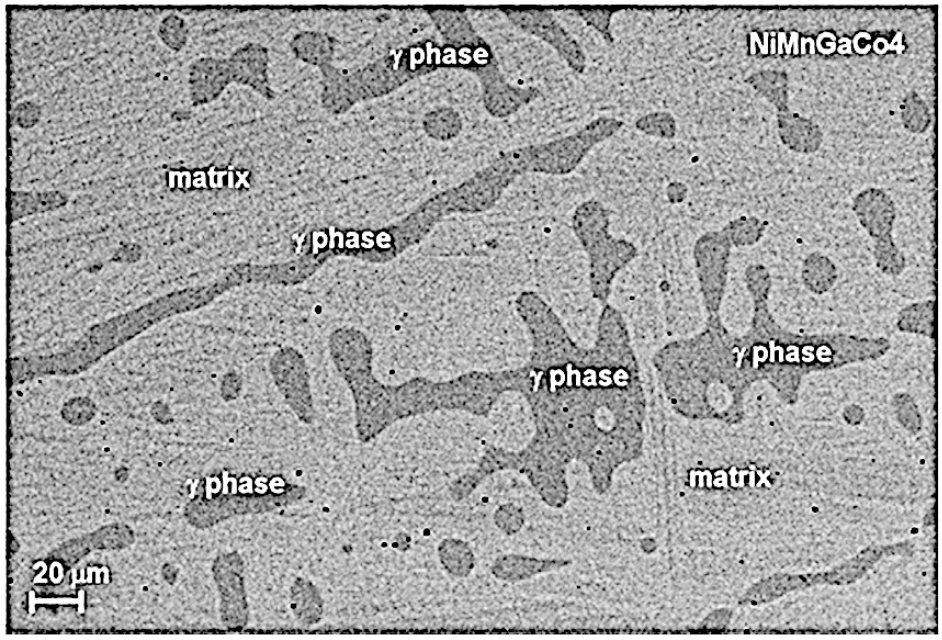

**Şekil 2.17.** Valans elektron sayısı ile değişen $A_s$ değeri [109].




**Şekil 2. 18.** Valans elektron yoğunluğu ile değişen $M_s$ ve $A_s$ değeri [109].

## 2.5. Malzeme Kompozisyonun Ni-Mn Alaşımlarına Etkisi

Kırılganlığın Ni-Mn bazlı ŞHA'ların temel dezavantajı olduğu ve aktüatörlerin geliştirilmesinde büyük bir kısıtlama getirdiği iyi bilinmektedir, çünkü malzemenin sahip olduğu bu kırılganlık özelliği standart metal işleme prosesleri vasıtasıyla tasarlanan polikristal ürünlerin üretimini engeller. Birçok çalışma, ikincil $\gamma$ fazı ile sünekliği iyileştirmenin daha etkili yollarını bildirmektedir; bu, Ni [122-124] konsantrasyonunun artırılmasıyla veya Fe, Co, Cu veya Cr [35, 125-129] gibi dördüncü bir metalin alaşımlanmasıyla elde edilebilir. Özellikle, Co elementinin Mn yerine kullanılması martensitik dönüşüm sıcaklığının (MT) artmasını sağlar (MT sıcaklığı $\frac{M_S+A_S}{2}$ olarak tanımlanır), burada $M_s$ ve $A_s$ sırasıyla martensit ve austenit başlangıç sıcaklıklarıdır [37, 126-129]. Yang ve arkadaşlarının bildirdiği gibi, bu alaşımlar yüksek sıcaklıklarda çift fazlı bir mikroyapıya sahiptir[130]. Yüksek sıcaklıkta malzeme içerisinde austenit fazın dışında oluşan ikincil faz ise yüz merkezli kübik yapıya sahip düzensiz katı bir çözelti olan γ fazıdır ve γ fazı dönüşüm sıcaklığı MT nin hesaplanmasında kullanılmaz. Ek olarak, % 4'ten daha düşük Co içeriği için, γ fazı, martensit varyantları ve tane sınırları arasında homojen bir şekilde dağılmış taneli bir şekle sahiptir. Yang ve arkadaşları ayrıca, γ fazı sayesinde bu malzemelerin sıcak işlenebilirliğinde bir iyileşme olduğunu bildirmişlerdir, ancak aynı zamanda, ikincil fazın miktarının fazla olması şekil hafıza etkisinde bir azalma (örneğin, x=8 at% Co içeriğinde) olduğunu göstermektedir [130]. Son çalışmalara göre NiMnGa-Co sistemi iyi bir termal döngü kararlılığına sahip değildir ve termal döngü sayısındaki artışla hem dönüşüm tepe sıcaklıklarında hem de dönüşüm entalpilerinde azalma gözlenmiştir [131, 132]. Ayrıca, austenit yaşlanmasının etkisine ilişkin deneysel gözlemler, matris ve $\gamma$ fazı arasında meydana gelen element difüzyonunun yaşlanma süresinin artmasıyla dönüşüm sıcaklıklarında keskin bir düşüşe neden olduğunu vurgulamaktadır [133]. Bunun nedeni, matristeki Ni içeriğinin azaltılmasının, faz dönüşüm sıcaklıklarında müteakip bir düşüşe izin vermesidir. Şekil 2.19'da görüldüğü gibi homojenizasyon işleminden sonra, $\gamma$ fazı, martensit matrisi arasında homojen bir şekilde dağılmış granüler bir görüntü sergiler.




**Şekil 2.19.** Homojenize edilmiş $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ alaşımına ait SEM görüntüsü [134].

Çizelge 2.7'de verilen noktasal EDS analizi, ikincil fazı çevreleyen matrisin kimyasını ortaya koymaktadır. Buna ek olarak, $\gamma$ fazı, matristen yaklaşık % 50 daha zengin bir Co içeriğine sahiptir ve $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ alaşımının $\gamma$ fazındaki Co içeriği, $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ örneğinde ölçülenden yaklaşık iki kat daha fazladır. Bu durum, Co içeriğinin $\gamma$ fazı ile ilişkili olduğunu kanıtlamaktadır. Ayrıca tamamen tavlanmış numunelerin $\gamma$ fazı oranları $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ ve $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ için sırasıyla yaklaşık % 6 ve % 16 olarak ölçülmüştür. Son olarak, γ fazının malzeme içerisindeki miktarının ve kimyasal bileşiminin gerçekleştirilen termal döngülerden sonra değişmediği bulundu [134].

**Çizelge 2.7.** Homojenize edilmiş $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ ve $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ alaşımlarına ait $\gamma$ fazının EDS analizi (Belirtilen değerler atomik orandır) [134].

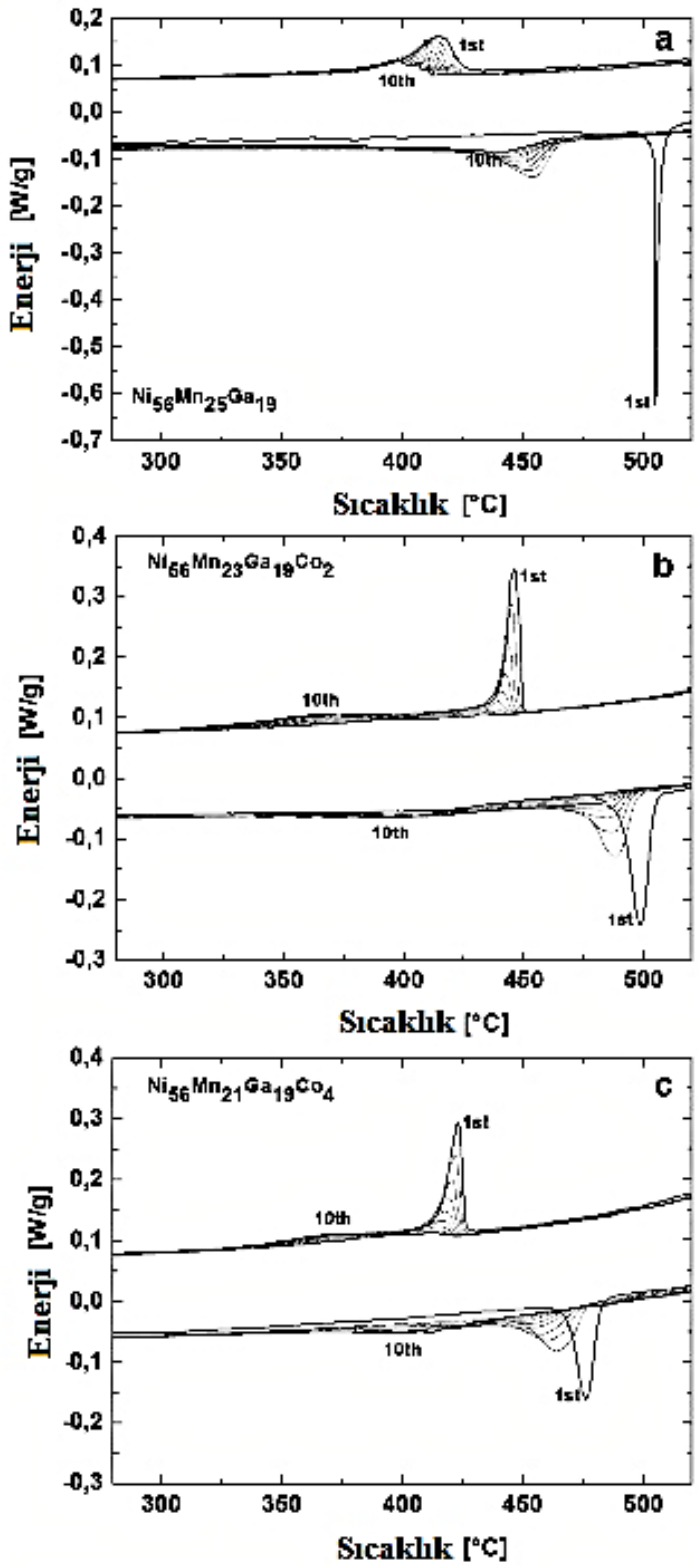
| | **Ni** | **Mn** | **Ga** | **Co** |
|---|---|---|---|---|
| $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ ($\gamma$ fazı) | 63.1 | 21.3 | 12.1 | 3.5 |
| $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ (matriks fazı) | 55.3 | 23.3 | 19.5 | 1.9 |
| $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ ($\gamma$ fazı) | 60.6 | 19.5 | 13.7 | 6.2 |
| $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ (matriks fazı) | 55.7 | 21.3 | 19.1 | 3.9 |

Çizelge 2.8'de verilmiş olan R1 işlemi ile homojenize edilmiş numuneler üzerindeki termal tepkiler Şekil 2.20'de gösterilmiştir. Ayrıca, soğutma eğrileri, NiMnGa alaşımlarında oldukça yaygın olan ve faz geçişi sırasında martensit fazının çekirdeklenmesi için farklı enerji bariyerleriyle ilişkili olan ve yüksek iç gerilmelere ve taneler arası kırılganlığa atfedilen düzensiz profilli tepe noktaları gösterir. DSC pikinin bu özelliği sarsıntılı karakteristik olarak adlandırılır ve eğri görünümündeki bozukluk, bileşim ve ısıl işlem gibi çeşitli faktörlere çok duyarlı olan martensitik geçiş sırasında austenit/martensit faz sınırının art arda ani ilerlemesinden kaynaklanır. Bu nedenle, DSC piklerinde görülen bu bozukluk bazı NiMn alaşımlarında görülebilirken, farklı bileşim veya ısıl işlemle diğerlerinde gözlenmeyebilir. Son zamanlarda, bazı araştırmacılar, çok adımlı DSC sinyalinin, çekirdeklenme merkezleri ve/veya arayüz hareketi için sabitleme noktaları olabilecek yüzey düzensizliklerine de atfedilebileceğini bildirmektedir [135, 136].

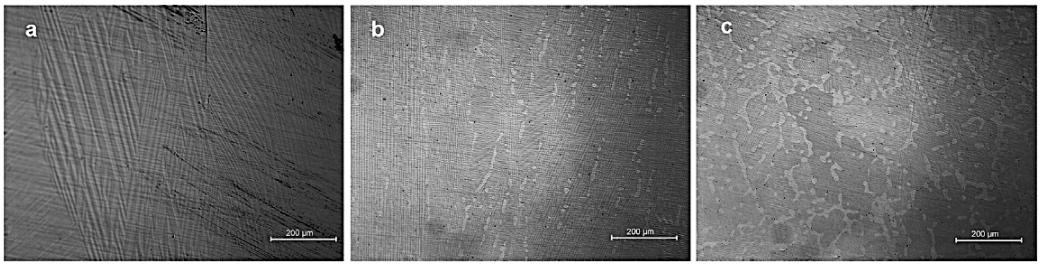
**Çizelge 2.8.** 550 °C ye kadar numunelere uygulanan termal işlemler [134].

| Termal işlem | Döngü sayısı | Isıtma hızı (°C/dak) | 550°Cde bekleme süresi (dak.) | Soğutma hızı |
|---|---|---|---|---|
| R1 | 10 | 10 | 1 | 10(°C/dak) |
| R2 | 10 | 830 | 0 | Buzlu su |
| R3 | 1 | 830 | 180 | Buzlu su |

Co ilavesinin, muhtemelen sünek $\gamma$ fazının mevcudiyetine bağlı olarak DSC piklerinin düzensiz profilini azalttığı gözlemlenebilir. Mn miktarının azaltılarak Co ilavesi ayrıca geçiş sıcaklıklarında önemli bir artışa neden olur. Homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş üç farklı kompozisyona sahip numunenin mikroyapısal görüntüleri Şekil 2.21'de verilmiştir [134]. Şekil 2.22 ve Şekil 2.23, üç farklı işleme tabi tutulmuş (R1, R2 ve R3) ve daha sonra homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş $Ni_{56}Mn_{25}Ga_{19}$ alaşımına ait numunelerin DSC eğrilerini ve mikrograflarını göstermektedir. DSC eğrilerinde, dönüşüm tepe sıcaklıkları ve dönüşüm entalpileri de belirtilmiştir. Daha önce açıklandığı gibi Şekil 2.22'de gösterilen R1 ve R3 işlemleri sonucunda elde edilen eğriler martensitik dönüşüm sırasında austenit/martensit faz sınırının art arda ani ilerlemesi ile ilişkilendirilebilecek ekzotermik tepe için benzer bir sarsıntılı pik karakteristiği meydana getirmiştir.

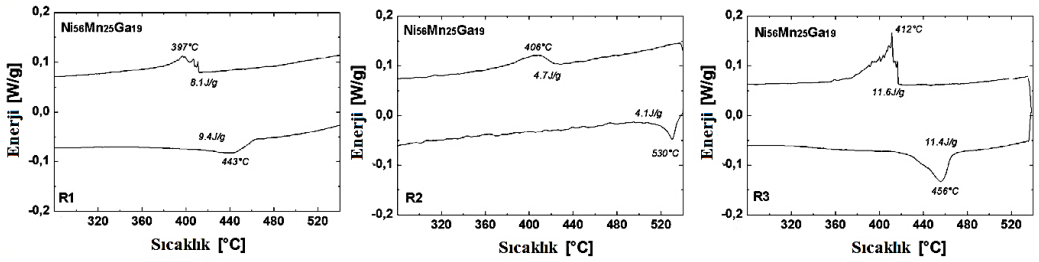



**Şekil 2.20.** Homojenize edilmiş ve R1 işlemine tabi tutulmuş a) $Ni_{56}Mn_{25}Ga_{19}$, b) $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ ve c) $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ alaşımlarına ait numunelerin DSC eğrileri [134].




**Şekil 2.21.** Homojenize edilmiş $Ni_{56}Mn_{25-x}Ga_{19}Co_x$ numunelerinin a) x=0 % at. b) x=2 % at. ve c) $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ alaşımlarına SEM görüntüleri [134].

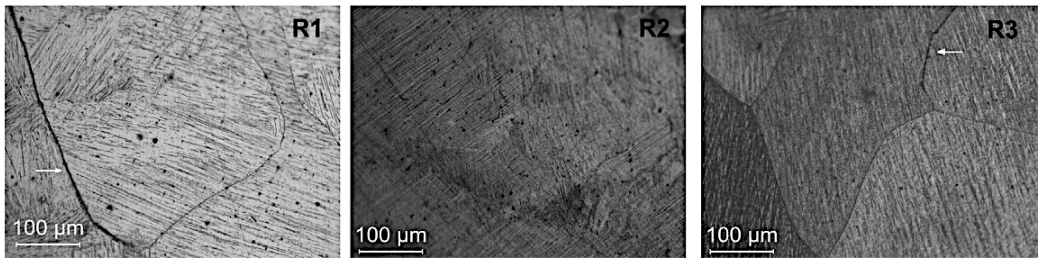
.Ek olarak, Şekil 2.23'deki mikrograflar, R1 ve R3 termal işlemlerinin her ikisinin de taneler arasında mikro çatlaklara izin verdiğini gösterir (karşılaştırma için Şekil 2.22 de meydana gelmiş pikler ve ayrıca Şekil 2.23'deki okların gösterdiği bölge göz önünde bulundurulmalıdır). Öte yandan, hızlı termal döngüden (R2) sonra, dönüşüm entalpilerinde bir azalma ve austenit zirvesinde diğer numune piklerine göre daha yüksek sıcaklıklara belirgin bir kayma gözlemlenmektedir (R1'in ilk döngüsünde olduğu gibi). R2 pikine göre hazırlanan aynı numunenin mikrografında herhangi bir hasar veya tane sınırı kırılması görülmemektedir. Karşılaştırma için Şekil 2.22'ye bakıldığında üç prosedürden sonra belirgin mikro yapısal değişiklikler olmadığı rahatlıkla görülebilir [134].




**Şekil 2.22.** Homojenize edilmiş ve R1, R2 ve R3 işlemlerine tabi tutulmuş $Ni_{56}Mn_{25}Ga_{19}$ alaşımına ait numunelerin DSC eğrileri [134].

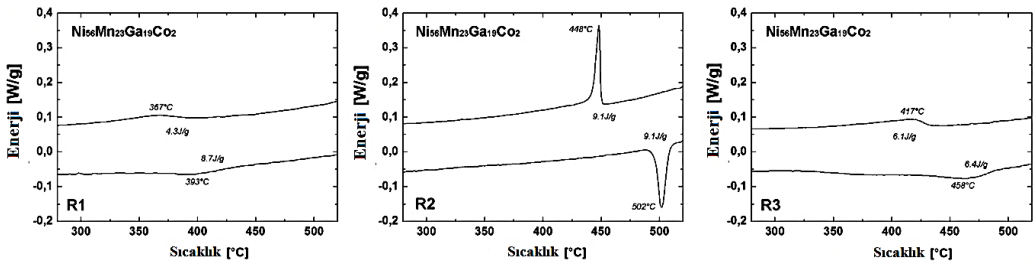
Şekil 2.24 ve Şekil 2.25 sırasıyla, üç farklı işlemden sonra $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ numunesinin termal tepkisini ve mikrograflarını göstermektedir. Hızlı bir ısıtma/soğutma prosedürünün (R2) hem geçiş sıcaklıkları hem de entalpiler açısından numunenin kalorimetrik tepkisini dondurduğu, R1 ve R3'ün her ikisinin de hem entalpileri hem de geçiş sıcaklıklarını düşürerek geçiş tepe noktasına baskı yaptığı

görülebilir. Alınan ölçümler ve gözlemler düşük termal hızda bir termal döngünün yaşlanma etkisine benzediğini kanıtlamaktadır [134].

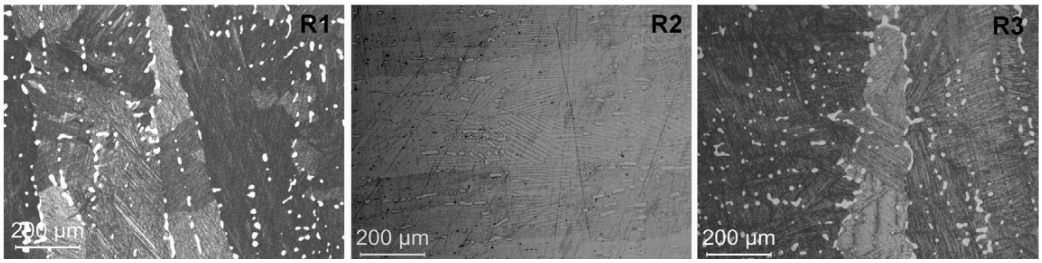



**Şekil 2.23.** Homojenize edilmiş ve R1, R2 ve R3 işlemlerine tabi tutulmuş $Ni_{56}Mn_{25}Ga_{19}$ alaşımına ait numunelerin mikrografikleri [134].

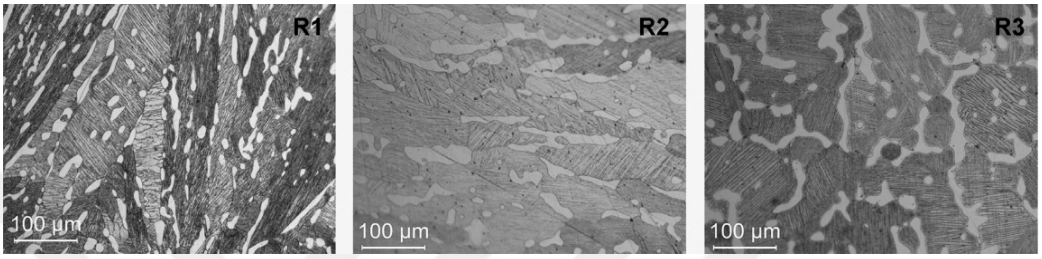
Şekil 2.26, $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ numunelerinin mikro grafiklerini göstermektedir. Şekil 2.26, Şekil 2.23 ile karşılaştırıldığında yapılan üç prosedürden sonra hiçbir belirgin mikroyapısal değişiklik görülmediği anlaşılmıştır [134]. Stokiyometrik olmayan ferromanyetik alaşımların sistematik deneysel ve teorik araştırmaları $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ alaşımlarında, sadece stokiyometrik alaşımlarda değil, aynı zamanda stokiyometriden önemli sapmalara sahip alaşımlarda da manyetik ve yapısal geçişlerin gerçekleştiğini ve T(sıcaklık)-x(konsantrasyon) ilişkisini gösterecek bir faz diyagramı çizmeye olanak sağlayacak kadar uyumlu bir ilişkinin olduğunu göstermektedir [38, 98, 137]. Bu T–x–(e/a) (burada e/a atom başına değerlik elektronlarının yoğunluğudur) ilişkisi Şekil 2.27'de gösterilmiştir.




**Şekil 2.24.** R1, R2 ve R3 işlemleri sonucunda homojenize edilmiş $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ alaşımına ait numunelerin DSC eğrileri [134].



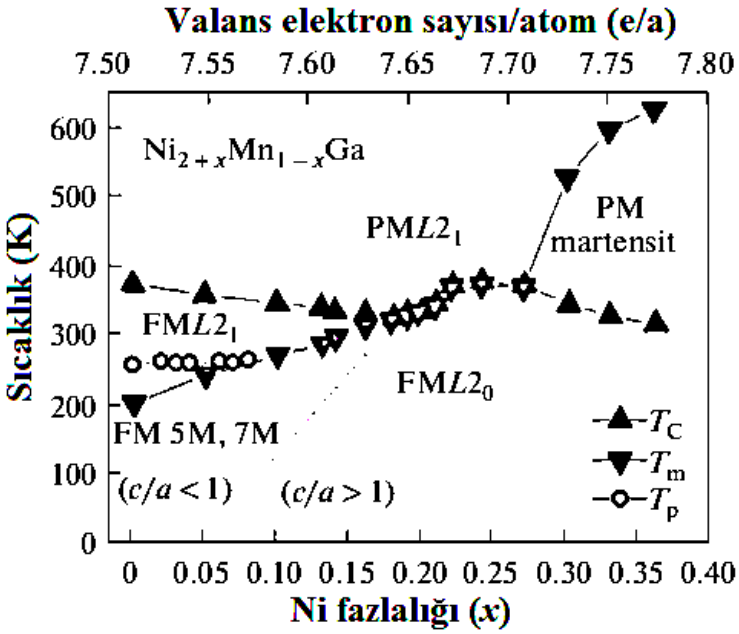

**Şekil 2.25.** Homojenize edilmiş ve R1, R2 ve R3 işlemlerine tabi tutulmuş $Ni_{56}Mn_{23}Ga_{19}Co_2$ alaşımına ait numunelerin mikrografikleri [134].




**Şekil 2.26.** Homojenize edilmiş ve R1, R2 ve R3 işlemlerine tabi tutulmuş $Ni_{56}Mn_{21}Ga_{19}Co_4$ alaşımına ait numunelerin mikrografikleri [134].

Şekil 2.27'de verilen $T_m$ sıcaklığı, yapısal geçiş sıcaklığıdır; $T_C$ sıcaklığı, manyetik geçiş sıcaklığı; $T_p$ sıcaklığı, premartensitik geçiş sıcaklığıdır [10]. Deneysel araştırmalar stokiyometrik bileşime yakın $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ alaşımlarında premartensitik bir geçişin varlığını ortaya koymuştur [27, 89, 134, 135, 137,138]. Faz diyagramları incelendiğinde, $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ alaşımında kübik $L2_1$ fazından bir yarıkübik (quasi-cubic) premartensitik faz 3M'ye geçişin mümkün olduğu dar bir kompozisyon aralığı ($0 \leq x \leq 0.09$) olduğu görülmektedir. e/a değerinin büyümesine, stokiyometrik olmayan $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ alaşımlarının, fazla sayıda valans elektronu ile birlikte fazla Ni atomu tarafından seyreltilmesi neden olur. Martensitik geçiş, Fermi yüzeyinin Brillouin bölgesi ile temasının bir sonucu olarak ortaya çıkar [91].

Yüksek miktarda Ni içeren alaşım kompozisyonlarında Ni miktarının daha fazla artışı, $T_m$ sıcaklığını ani bir şekilde arttırır ve $T_C$ sıcaklığında ise düşüşlere sebep olur (Şekil 2.27) [10]. NiMnX (X = Ga, In, Al) Heusler alaşımlarında malzemenin elektron yoğunluğu, yeterince yüksek olduğunda ($c_v > 0.27$), Mn içeriği %30 değerini aşmışsa, $M_s$ ve $A_s$ sıcaklıkları önemli ölçüde artar ve malzeme içerisindeki genel artış eğiliminden daha farklı bir sapma gözlenir (Şekil 2.28).

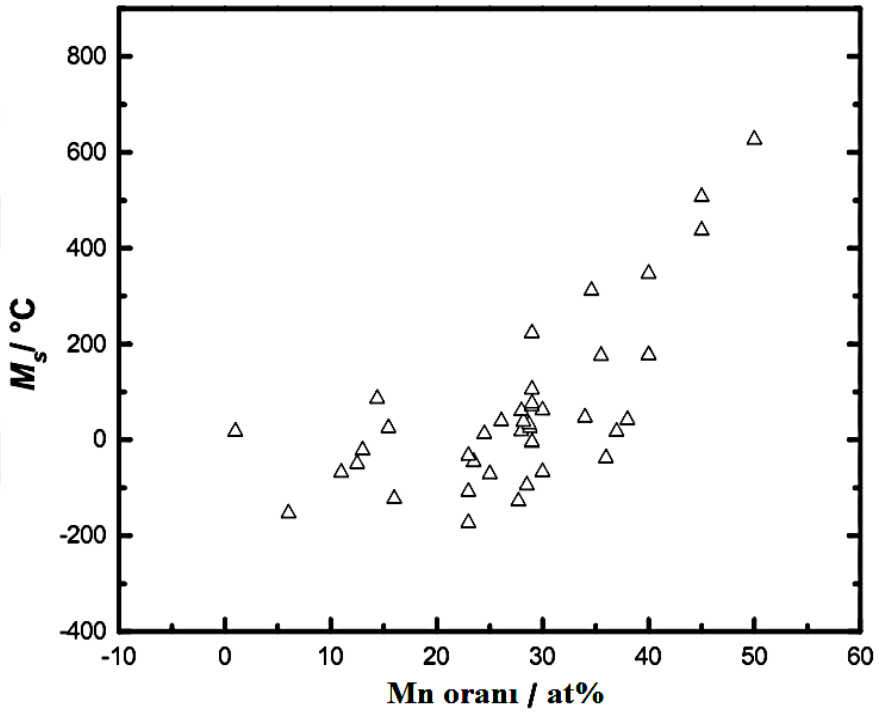



**Şekil 2.27.** $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ alaşımlarının T (sıcaklık)–x (fazla Ni atom katkısı)-e/a (atom başına değerlik elektronlarının yoğunluğu) arasındaki ilişkiyi gösteren faz diyagramı [38, 46].

Şekil 2.28, Heusler alaşımları için Mn atom oranına karşı $M_s$ dönüşüm sıcaklığında meydana gelen değişimin bir grafiğidir. Mn içeriğini ~% 30 değerinin üzerine çıkararak, $M_s$ sıcaklık değerini yükseltmek mümkün görülmektedir. Yüksek oranda Mn içeren ve nispeten yüksek yoğunlukta değerlik elektronlarına sahip NiMnX (X = Ga, In, Al, Sb, Co) Hesuler alaşımları yüksek dönüşüm sıcaklıklarına sahiptir (Şekil 2.28). Bilindiği gibi, değerlik elektronlarının yoğunluğu ve sayısı, geçiş metali kristallerinin elastisitesinde kritik roller oynar, ancak genellikle elastisiteye etki eden tek faktör değillerdir. NiMnX alaşımlarında element katkısı veya elektron konsantrasyonuna göre d orbitalleri p ve s orbitalleri ile hibrid bir duruma gelebilir. Bu nedenle orbitallerin doluluk davranışı da malzemenin özellikleri üzerinde etkili olabilir. Periyodik tablodaki geçiş metallerinin bulunduğu sıra boyunca ilerledikçe, atom hacmi nispeten az değişmesine rağmen elastisite belirgin bir şekilde değişir ve her sıranın ortasına yakın bir maksimum seviyeye ulaşır.

Mn elementi ile antiferromanyetizma bağlanma üzerinde güçlü bir etki oluşturur [114]. Moruzzi ve Marcus hesaplamaları, anti-ferromanyetizma nedeniyle Mn elementinin elastik modülünün önemli ölçüde azaldığını göstermektedir [116]. $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ alaşımında, Ni elementinin manyetik momenti Mn elementinin momentinden çok daha

küçüktür. Bununla birlikte, Ni elementinin 3d orbitallerinin Fermi enerjisine Mn elementinin 3d orbitallerinden daha büyük bir katkısı vardır [117, 118]. Bu nedenle, her iki elementde alaşım sisteminin özelliklerini belirlemede önemli roller oynar [119]. Bu nedenle yüksek Mn içeren Heusler alaşımlarında Mn elementinin anti-ferromanyetizmasının bir kısmının muhafaza etmesi mümkündür. İlginç bir şekilde muhafaza edilen anti-ferromanyetizma ile birlikte malzemenin elastik modülü önemli ölçüde azalır ve dönüşüm sıcaklıkları da yükselir (Şekil 2.28).




**Şekil 2.28.** Heusler alaşımlarında $M_s$ sıcaklığının Mn oranı ile değişimi [109].

NiMnGa alaşımlarındaki Mn atomları üzerindeki anti-ferromanyetizma ve/veya negatif manyetik momentlerin etkisi olduğuna dair kanıtlar bazı çalışmalarda gösterilmiştir [120, 121]. Yüksek $M_s$ sıcaklıklarına sahip Mn zengini NiMnIn ve NiMnAl alaşımlarının da Mn elementinin antiferromanyetizmasından benzer şekilde etkilendiği anlaşılmaktadır. Mn elementinin etkisinin derinlemesine açıklanması daha fazla çalışma gerektirmektedir [109]. 7.50 değerinin üzerinde $e_v/a$ oranı bulunan alaşımlarda, dönüşüm sıcaklığının değerlik elektronlarının yoğunluğuna duyarlılığı önemli ölçüde azalır. Bu gerçek, bu alaşımlar için $M_s$-$c_v$ grafiğinden anlaşılmaktadır (Şekil 2.28). Bu, değerlik elektronlarının sayısı yeterince yüksek olduğunda, bağların

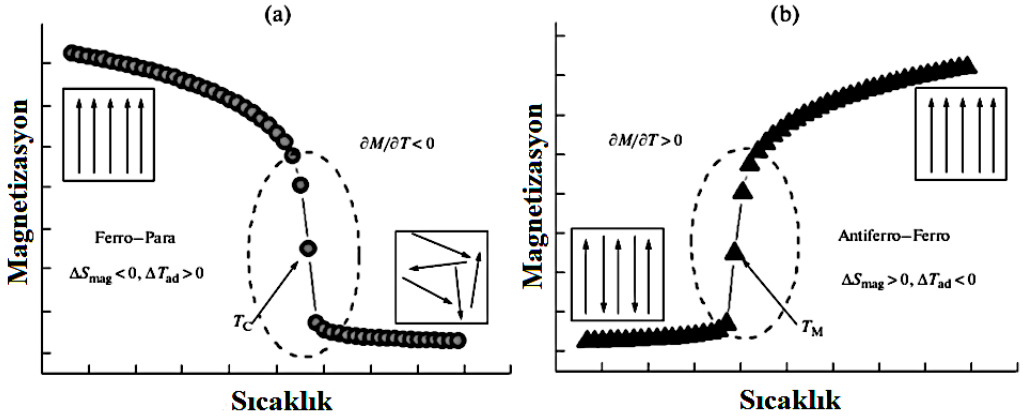
mukavemetinin ve dolayısıyla elastik özelliklerin orta $c_v$ değerlerinde bile (0.17-0.24) yüksek olabileceği anlamına gelir. Bu, daha fazla değerlik elektronunun metalik bağlardaki daha büyük veya daha yoğun iyon çekirdekleri için yeterince güçlü bağ sağlayabildiği gerçeğinden kaynaklanmaktadır [115]. Net sonuç, bu alaşımlar için daha düşük dönüşüm sıcaklığı ve ana eğilimden bir miktar sapmadır.

Ni–Mn-X (X = Ga, In, Sn, Sb) alaşımlarına Co eklenmesi üzerine yapılan son çalışmalarda [51, 139-141] Co elementinin bu alaşımların manyetik özellikleri üzerinde önemli bir etkisi olduğunu ortaya çıkarmıştır. Ni atomlarının yerine geçen yeterli miktarda Co atomunun bile martensitik durumda kararlı bir antiferromanyetik fazın ortaya çıkmasına ve bir dış magnetik alan altında ferromanyetik austenit fazdan antiferromagnetik martensit faza metamagnetoyapısal geçiş sıcaklığının önemli bir değişime yol açtığı ortaya çıktı [10].

Ni-Mn-In alaşımına Co ilavesinin, austenit fazın manyetizmasını arttırdığı ve martensit fazında ferromanyetik düzenlenmeyi önlediği gösterilmiştir [142, 143]. Bu durum martensitik dönüşümde mıknatıslanma değişikliği (ΔM) değerinin artışına yol açar. ΔM değerinin artışı dönüşüm sıcaklıklarında büyük değişimlere yol açar ve daha yüksek manyetokalorik etki oluşturur [51, 139]. Malzeme içerisinde gözlenen entropi değişimi, Curie ve martensitik dönüşüm sıcaklıkları arasındaki farka bağlıdır. Entropi değişikliğinin termal işlemler sonucunda $L2_1$ fazının atomik düzen derecesinde meydana gelen değişimlerin bir sonucu olarak geliştiği bilinmektedir ancak üçlü Ni-Mn-In alaşımında meydana gelenlerin aksine, hızlı soğutma sonrası yaşlanma en etkili yol olarak kabul edilir [88].

Likhachev ve Ullakko, ikiz sınır hareketinden sorumlu olan manyetik itici gücün pratik olarak manyetokristalin anizotropi sabiti $K_U$'ya eşit olduğunu belirtti [144]. İkiz sınırlara uygulanan manyetik tahrik kuvveti, martensitin farklı ikiz varyantları arasındaki manyetizasyondan bağımsız enerjilerdeki farklılığa eşittir. Manyetik tahrik şiddeti, 0.8 T'den daha yüksek bir manyetik alanda maksimum 0.13 MPa değerine ulaşır. Bu değer, çok düşük (2 MPa) ikizlenme gerilme değerine sahip bazı Ni–Mn alaşımlarında yüksek (% 5) manyetik alan kaynaklı gerilme miktarını açıklamak için yeterlidir. Örneğin, her iki durumda da, makroskopik bükülme gerilimi mekanik gerilim veya uygulanan manyetik alan tarafından tahrik edilir. Mıknatıslanma

sonuçları, martensitik Ni–Mn alaşımlarının Mn ferritlerine kıyasla daha yüksek manyetokristalin anizotropiye sahip olduğunu göstermektedir. Ayrıca, manyetizasyon sonuçları martensit fazındaki zorlayıcılık ve doygunluk alanının kübik austenit fazından daha yüksek olduğunu göstermektedir [145-149]. Martensit fazında, güçlü manyetokristalin anizotropi mevcuttur. Manyetik alana paralel manyetik momentlerin oranlarını yansıtan manyetizasyon, zayıf manyetik alanda manyetokristalin anizotropinin güçlü olmadığı austenit fazındakinden daha küçüktür. Bu nedenle $T_M$ değerinde manyetizasyon adımı gözlemlenir [83].




**Şekil 2.29.** H Manyetik alanında mıknatıslanmalarının şematik sıcaklık bağımlılıkları a) ferromagnetik⇔ paramagnetik bir faz geçişi b) antiferromagnetik⇔ferromagnetik faz geçişi [10].

Şekil 2.29 (a), bir H manyetik alanında malzeme içerisinde meydana gelen ferromagnetik⇔paramagnetik bir faz geçişine ait ve Şekil 2.29 (b) ise antiferromagnetik⇔ferromagnetik bir faz geçişine ait mıknatıslanmaların sıcaklık bağımlılığını şematik olarak göstermektedir. Şekil 2.29'dan görüldüğü gibi, ferromagnetik⇔paramagnetik (FM-PM) magnetik geçişi durumunda, Curie noktasındaki sıcaklığa göre mıknatıslanmanın türevi negatiftir ve bu durumda malzemede doğrudan bir magnetokalorik etki görülecektir ($\Delta S_{mag}<0$, $\Delta T_{ad}>0$).

Burada ΔSmag entropinin magnetik kısmında izotermal bir değişimi ve ΔTad ise sıcaklıktaki adyabatik değişimi temsil eder. Aksine, antiferromagnetik ⇔ferromanyetik (AFM–FM) faz geçişi durumunda, yani, metamagnetik geçiş noktasında, ters bir magnetokalorik etki (ΔSmag>0, ΔTad<0) gerçekleşir. Sıcaklık bakımından manyetizasyonun türevinin işareti pozitiftir [10].

Bu alaşımlardaki manyetik moment ağırlıklı olarak Mn atomlarına ($\mu \approx 4.17\ \mu B$) bağlıdır. Ni atomlarındaki manyetik moment değeri ise çok daha azdır ($\mu < 0.3\ \mu B$). Burada kullanılan μB, Bohr manyetonudur [10]. Bu nedenle manyetik değişim etkileşimleri güçlü bir şekilde Mn-Mn mesafesine bağlıdır [88, 150] ve bu nedenle farklı manyeto-yapısal dönüşüm dizileri hem X elementine hem de martensitik dönüşümün neden olduğu atomlar arası mesafelerdeki değişime bağlı olarak gözlemlenmektedir.

$Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ alaşımlarında artan Ni atomları için x konsantrasyonunun artmasıyla gözlemlenen $T_C$ sıcaklığındaki düşüş çok çeşitli faktörlerden kaynaklanabilir. Ni-Mn-X alaşımlarının manyetizması Mn atomlarına (~ 4 $\mu_B$ manyetik momente sahip) bağlı olduğundan, $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ alaşımlarındaki $T_C$ sıcaklığında meydana gelen azalma manyetik olmayan Ni atomlarının (manyetik moment yaklaşık 0.3 $\mu_B$) manyetik alt sistemi seyreltmesiyle açıklanabilir [38, 45, 91]. Ni atomlarının manyetik momenti küçük olmasına rağmen, manyetik değişim toplamının kristal kafes içindeki atomlar arasındaki boşluk nedeniyle, Mn-$Ni_A$ etkileşiminden kaynaklandığını gösterir. Burada $Ni_A$ atomları fcc Ni alt örgüsüne yerleşmiş Ni atomlarını temsil eder [30, 151]. Kısacası sistem içerisindeki baskın etkileşim ferromanyetik fazın kararlılığını karakterize eden ve ağırlıklı olarak $T_C$ sıcaklığını belirleyen, Mn-$Ni_A$ etkileşimleridir. Stokiyometriden uzaklaşmaya yol açan Ni atomlarının oranındaki fazlalık nedeniyle Mn atomları ve fazla Ni atomları arasındaki antiferromanyetik etkileşimin artması $T_C$ sıcaklığındaki azalmaya neden olabilir [151-153]. Wung ve Wung (2003), $Ni_9Mn_3Ga_4$ alaşımı için $L2_1 \rightarrow L1_0$ geçişi üzerine Bain kafes deformasyonu süreci boyunca enerji değişimini inceleyerek tetragonal martensitik fazda antiferromanyetik etkileşimin varlığını gösterdiler [151]. Araştırmalar, Mn atomları arasında meydana gelen antiferromanyetik etkileşimin martensitik fazda en güçlü şekilde kendini gösterdiğini, austenit fazda ise antiferromagnetik ilişkinin ferromagnetik ilişki tarafından baskılandığını tespit etmiştir [10].

Özellikle, metamagnetik şekil hafızalı alaşımlar $Ni_2Mn_{1-x}X_{1+x}$ (X=In, Sn ve Sb) olarak bilinen malzemelerde martensitik dönüşüm, ferromanyetik austenit fazı ile zayıf bir manyetikliğe sahip martensitik faz arasında gerçekleşir [40, 43, 99, 102, 103, 153-155]. Martensitik dönüşüm esnasında uygulanan bir manyetik alan tarafından

meydana gelen büyük mıknatıslanma değişikliği (ΔM), malzemenin dev magnetodirenç, manyetik şekil belleği gibi çok fonksiyonlu özelliklere sahip olmasına neden olur [156-160]. Bundan dolayı $Ni_2Mn_{1-x}X_{1+x}$ alaşımları, algılama ve manyetik soğutmada pratik uygulamalar açısında büyük teknolojik ilgi görmektedir [31, 40, 82].

$M_{Max}$ ve $A_{Max}$ sıcaklık değerleri artan manyetik alanlarla yavaş yavaş değişir. $M_{Max}$ ve $A_{Max}$ sıcaklıklarındaki gerilim yaklaşık olarak $-2.5\times10^{-3}$ (%−0.25) değerindedir ve manyetik alanlardaki sonuçlarla hemen hemen benzerdir. $Ni_{52}Mn_{12.5}Fe_{12.5}Ga_{23}$ için, (B) manyetik alanındaki $A_{Max}$ sıcaklık değerinde meydana gelen kaymalar, manyetik alanlardaki termal gerinim ölçüm sonuçlarından $dM_{Max}/dB\approx$ 0.5 K/T bulunmuştur. $M_{Max}$ sıcaklık değerinde meydana gelen kaymalar, manyetizasyonun martensit dönüşümünü etkilediğini ve manyetik alanlara göre $M_{Max}$ sıcaklık değerinin artması, austenit fazının martensitik fazın manyetizasyonu ile orantılı olduğunu gösterir. Kataoka ve arkadaşları, $Ni_2MnGa$ alaşımında Mn'nin Cu ile değiştirilmesiyle elde edilen $Ni_2Mn_{1-x}Cu_xGa$ ($0\leq x\leq0.40$) alaşımlarının manyetik özelliklerini rapor etmişlerdir [161]. $0.23\leq x\leq0.30$ olan numuneler, yaklaşık 300 K sıcaklık değerinde martensit dönüşümü gösterir. $M_{Max}$ sıcaklık değerinin üzerindeki ve altındaki manyetik ve kristal durumlar, sırasıyla paramanyetik austenit fazı (Para-A) ve ferromanyetik martensit fazlarıdır (Ferro-M). Bu tür Heusler alaşımları, oda sıcaklığında martensitik dönüşüm gösterir. Sıfır manyetik alanlarda $Ni_2Mn_{0.75}Cu_{0.25}Ga$'nın manyetik geçirgenliği ve lineer termal genleşmesinin sıcaklığa bağımlılık deneyleri gerçekleştirilmiştir [83, 86]. Malzeme ana austenit fazında yüksek bir sıcaklıktan soğutulduğunda, $M_{Max}$ = 308 K civarında büzülür. Bu sonuçlar, $M_{Max}$ veya $A_{Max}$ sıcaklıklarının üzerindeki bölgenin paramagnetik austenit fazı (Para-A) ve $M_{Max}$ veya $A_{Max}$ 'nin altındaki bölgenin ferromagnetik martensit fazı
(Ferro-M) olduğunu gösterir [8].

## 3. MALZEME ve YÖNTEM

Kompozisyonları Çizelge 3.1'de verilmiş olan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ polikristal alaşımlar, koruyucu argon atmosferi altında su soğutmalı bir bakır bobin kullanılarak %99.9 saflıktaki element parçacıkları eritilerek elde edilmiş ve bu eritme işlemi, yüksek homojenlik sağlamak için birkaç kez tekrarlanmıştır. Döküm sonrası elde edilmiş olan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ Şekil Hafızalı Alaşımlarının fotoğrafları Şekil 3.1'de verilmiştir. Bu çalışmada incelenen Heusler Şekil Hafızalı Alaşım ailesi grubundan 2:1:1 stokiyometriye sahip $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımlarının valans elektron konsantrasyon ($e_v/a$) değerleri sırasıyla 8.08 ve 8.42 olarak hesaplanmıştır.

**Çizelge 3.1.** Çalışmada kullanılan alaşımların kompozisyonları ve $e_v/a$ değerleri

| | | Ni | Mn | Sb | Co | e/a |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Alaşım 1** | Atomik (%) | 50 | 29 | 21 | - | 8.08 |
| | Kütle (%) | 48.976 | 26.588 | 24.435 | - | |
| **Alaşım 2** | Atomik (%) | 50 | 29 | 12.5 | 8.5 | 8.42 |
| | Kütle (%) | 49.737 | 27.001 | 14.771 | 8.489 | |

Üretilen alaşımlar daha sonra Çizelge 3.2'de verilen sıcaklık ve sürelerde segregasyonu önlemek için homojenize edildi. A numunesi dışındaki tüm numuneler buzlu su ortamında soğutuldu.

**Çizelge 3.2.** Numunelere uygulanan ısıl işlemler.

| Numune Adı | Sıcaklık | Zaman | İşlem |
|---|---|---|---|
| **A** | Döküm Numunesi | | |
| **B** | 900 C° | 1 Saat | Homojenizasyon ve Buzlu Suda soğutma |
| **C** | 925 C° | 1 Saat | Homojenizasyon ve Buzlu Suda soğutma |
| **D** | 950 C° | 1 Saat | Homojenizasyon ve Buzlu Suda soğutma |
| **E** | 975 C° | 1 Saat | Homojenizasyon ve Buzlu Suda soğutma |
| **F** | 1000 C° | 1 Saat | Homojenizasyonve Buzlu Suda soğutma |
| **G** | 1000 C° | 2 Saat | Homojenizasyonve Buzlu Suda soğutma |
| **H** | 1000 C° | 4 Saat | Homojenizasyonve Buzlu Suda soğutma |
| **I** | 1000 C° | 6 Saat | Homojenizasyonve Buzlu Suda soğutma |
| **K** | 1000 C° | 8 Saat | Homojenizasyonve Buzlu Suda soğutma |

Çizelge 3.3 ve 3.4'de bu çalışma içerisinde kullanılan alaşımların sırasıyla homojenizasyon sıcaklığına ve homojenizasyon süresine göre adları verilmiştir.

**Çizelge 3.3.** Homojenizasyon sıcaklığına göre numune adları.

| Deney Türü | | |
|---|---|---|
| **Numune Adı** | **Homojenizasyon Süresi (saat)** | **Homojenizasyon Sıcaklığı ($^0$C)** |
| **1A** | - | - |
| **1B** | 1 | 900 |
| **1C** | 1 | 925 |
| **1D** | 1 | 950 |
| **1E** | 1 | 975 |
| **1F** | 1 | 1000 |
| **2A** | - | - |
| **2B** | 1 | 900 |
| **2C** | 1 | 925 |
| **2D** | 1 | 950 |
| **2E** | 1 | 975 |
| **2F** | 1 | 1000 |

**Çizelge 3.4.** Homojenizasyon süresine göre numune adları.

| Deney Türü | | |
|---|---|---|
| **Numune Adı** | **Homojenizasyon Süresi (saat)** | **Homojenizasyon Sıcaklığı ($^0$C)** |
| **1A** | - | - |
| **1F** | 1 | 1000 |
| **1G** | 2 | 1000 |
| **1H** | 4 | 1000 |
| **1I** | 6 | 1000 |
| **1K** | 8 | 1000 |
| **2A** | - | - |
| **2F** | 1 | 1000 |
| **2G** | 2 | 1000 |
| **2H** | 4 | 1000 |
| **2I** | 6 | 1000 |
| **2K** | 8 | 1000 |

Belirtilen numunelerin tümünün X-ışınları difraksiyonu pikleri elde edildi. 1 ve 2 numunelerinin dönüşüm gösterip göstermediklerini anlayabilmek için döküm numunelerinin ısıtma ve soğutma DSC eğrileri elde edildi. Numunelerin dönüşüm sıcaklıklarını tespit etmek ve magnetik özelliklerini anlayabilmek için Titreşimli Numune Magnetometresi (Vibrating Sample Magnetometer-VSM) ölçümleri gerçekleştirildi. Tüm numunelerin SEM fotoğrafları çekildi ve EDS analizleri yapıldı. Numunelerin tümünün optik mikroskop görüntüleri elde edildi. Farklı işlem görmüş numunelerin sertlik değerleri, Vickers Sertlik ölçümleri kullanılarak karşılaştırıldı.

**Alaşım 1**

**Alaşım 2**

**Şekil 3.1.** Üretimi gerçekleştirilmiş olan alaşımların döküm sonrası durumları

### 3.1 X-Işını Difraksiyon Ölçümleri

Üretilen alaşımların kristal yapısı, disk şeklinde parçalar kesilmek suretiyle oda sıcaklığında Cu $K_{\alpha}$ radyasyonu kullanılarak X-Işını Difraktometresi (XRD, Bruker D8 Advance with DaVinci) yardımıyla belirlenmiştir. Kullanılan Dalga boyu 1.5406 Å dur. Bütün diftogramlar alınırken difraktometrenin 2θ açısı tarama hızı 2 °C/dk olarak belirlendi. X-Işını Difraksiyon Ölçümleri, Çizelge 3.3 ve 3.4'de verilen bütün numunelerin austenit ve martensit fazlarının örgü parametreleri ile kristal yapılarını belirlemek için kullanıldı.

### 3.2 Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri

Döküm numunelerinin ileri ve ters dönüşüm gösterip göstermediklerini anlayabilmek ve dönüşüm sıcaklıklarının ve faz geçişlerinin diğer termodinamik parametrelerinin analizi azot atmosferi altında bilgisayar kontrollü bir Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC, Perkin Elmer) kullanılarak, 5 °C/dk ısıtma ve soğutma hızlarında gerçekleştirildi.

### 3.3 Titreşimli Numune Manyetometresi

Yapısal ve manyetik dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek için mıknatıslanmanın termal bağımlılık, M (T) ölçümleri Kastamonu Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarı Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde bulunan İleri Teknolojik Malzeme Üretim ve Karakterizasyon Laboratuvarı'nda Şekil 3.2'de gösterilmiş olan LAKE SHORE MARKA 7407 MODEL Titreşimli Numune Manyetometresi (Vibrating Sample Magnetometer-VSM) modülü kullanılarak gerçekleştirilmiştir. VSM, manyetik alan ve sıcaklığın bir fonksiyonu olarak malzemelerin manyetik özelliklerini karakterize etmek için kullanılır. Burada kullanılan VSM, geniş bir çalışma sıcaklık aralığına sahip hassas bir sistemdir.

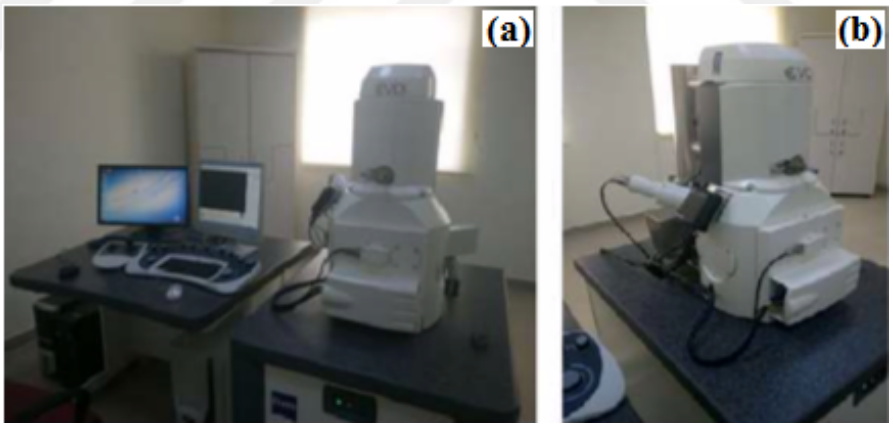
**Şekil 3.2.** Lake Shore Marka 7407 Model Titreşimli Numune Manyetometresi**.**

Dış manyetik alan altında alan soğutmalı (FC) modları sırasında 0°C ile 400°C

(10°C/dk Isıtma ve soğutma oranında) sıcaklık aralıklarında kaydedilmiştir. DC histerezis döngüleri, M (H), aynı sistemde 100 °C ile 400 °C sıcaklık aralığında, 2 T'ye kadar harici manyetik alan altında ölçüldü.

### 3.4 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri ve EDS Analizleri

Martensitik yapıların ve çökeltilerin gözlenmesi amacıyla Çizelge 3.3'de verilen alaşımlara Çizelge 3.2'deki ısıl işlemler uygulandı. Isıl işlem uygulanan bu numuneler daha sonra Struers Cito-Press-1 bakalit cihazında kalıba alındı. Bakalite alınan numuneler parlatma işleminden sonra %25 etanol- %75 HCl dağlama işlemine tabi tutuldu. Malzemelerin mikroyapısı Şekil 3.3'de verilmiş olan Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM, ZEISS EUO LS 10) ile gözlenmiştir. Numuneler cihaza yerleştirilmeden önce altın ve platinyum ile kaplandı. EDS analizlerinin alındığı Zeiss Evo 40 marka Ametek EDAX model Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDX) ile çalışmada incelenen numuneler içerisindeki madde miktarlarının dağılımı ölçülmüştür.




**Şekil 3.3.** a) Zeiss Marka EVO 40 model SEM, b) EDX Marka EDAX [162].

### 3.5 Optik Mikroskop Gözlemleri

Çizelge 3.3 ve 3.4'de verilmiş olan numuneler optik mikroskop numunelerin gözlemleri için numuneler SEM numunelerine benzer şekilde hazırlandı. Dağlama işlemi bitince numunelerin Şekil 3.4'de verilmiş olan Nikon MA 200 Imvert tipi optik metal mikroskobunda görüntü analizleri yapıldı.

**Şekil 3.4.** Nikon MA 200 Imvert tipi optik metal mikroskobu.

### 3.6 Vickers Sertlik Ölçümleri

Çizelge 3.3 ve 3.4'de verilen numunelerin Vickers sertlik ölçüm analizleri yapıldı. Bu analizler için Şekil 3.5' de verilmiş olan bir Emco Test Durscan cihazı kullanıldı. Tüm ölçüm analizleri 200 gramlık yük kullanarak ve her bir numune için beş ölçüm alınarak yapıldı.

**Şekil 3.5.** Emco Test Durscan sertlik cihazı

# 4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

## 4.1 Kristalografik İnceleme Sonuçları

Bu çalışmada incelenen iki farklı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ Şekil Hafızalı Heusler alaşımının, farklı sıcaklıklarında ve farklı sürelerde homojenizasyon işlemi uygulanan numunelerin X-ışını difraksiyonu desenlerinden, oluşan fazlara ait kafes yapıları tespit edilmiştir. Alaşımlar farklı sürelerde soğutma işlemine tabi tutulduktan sonra alınan X-ışını difraktogramlarının deneysel verileri kullanılarak

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2+k^2+l^2}{a^2} \tag{4.1}$$

eşitliği ile kübik kristal yapıya sahip *γ*, *B2* ve *$L2_1$* fazlarının örgü parametreleri ve

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2+k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \tag{4.2}$$

eşitliği ile bct ($L1_0$) martensit ve 5M ara martensit yapılarına ait örgü parametreleri hesaplandı. Böylece $\beta \leftrightarrow \Theta$ faz dönüşümü hakkında, özellikle $B2 \leftrightarrow L1_0$ veya $L2_1 \leftrightarrow L1_0$ geçişini kapsayan geniş bir sıcaklık aralığında fizikomekanik özellikleri, yapısal ve faz değişikliklerini yerinde inceleyerek daha derin bir kavrayış kazanmaya çalışılmıştır. Bu çalışmada elde edilen X-ışını difraktoğramlarından alınan yansıma düzlemleri ve yansıma düzlemlerine ait fazlar Çizelge 4.1 ve Çizelge 4.2'de verilmiştir. Scherrer denklemi olarak bilinen

$$D = \frac{0{,}9\lambda}{B\cos\theta} \tag{4.3}$$

eşitliği aracılığıyla ölçülen difraksiyon eğrilerinin genişliğinden çok küçük kristallerin tanecik büyüklüğü hesaplandı. Denklem 4.3 de verilen D, kristal zerre boyutunu, λ, kullanılan X-ışınının dalga boyunu, B, difraksiyon yansımalarının yarı genişliğini (FWHM), ve θ ise Bragg difraksiyon açısını ifade eder [163].

**Çizelge 4.1.** Elde edilen X-ışını difraktoğramlarına ait 25°-52° arasında kalan yansıma düzlemleri ve fazlar.

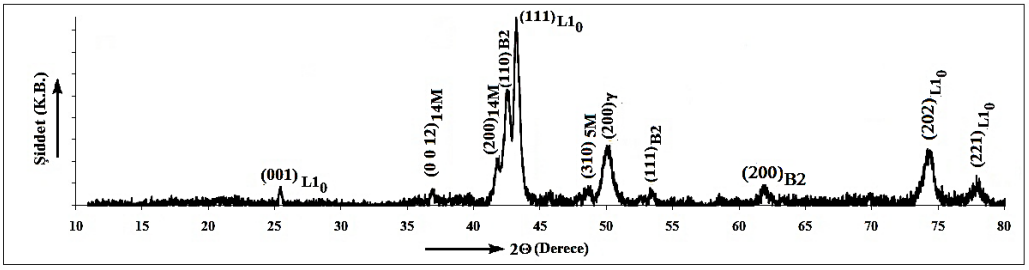
| 2θ Yansıma Açısı | Faz | Yansıma Düzlemi |
|---|---|---|
| ~25.34° | $L1_0$ | (001) |
| ~26.53 | 5M | (111) |
| ~28.87° | 7M | (010) |
| ~29.06° | 14M | (07) |
| ~30.27° | B2- $L2_1$ | $(100)_{B2}$-$(200)_{L21}$ |
| ~30.60° | 7M | (1010) |
| ~31.30° | 14M | (08) |
| ~32.29° | 5M | (002) |
| ~33.95° | 5M | (210) |
| ~34.31° | $L2_1$ | (210) |
| ~35.24° | $L1_0$ | (101) |
| ~36.80° | 14M | (0012) |
| ~37.70° | $L2_1$ | (211) |
| ~39.00° | 5M | (112) |
| ~39.60° | 14M | (12) |
| ~40.00° | 14M | (112) |
| ~40.71° | 14M | (113) |
| ~41.86° | 14M | (15) |
| ~42.59° | 14M | (200) |
| ~43.03° | B2 | (110) |
| ~43.15° | $L1_0$ | (111) |
| ~44.85° | 5M | (202) |
| ~45.72° | 14M | (117) |
| ~46.48° | 5M | (221) |
| ~48.77° | 5M | (310) |
| ~49.34° | $L1_0$ | (200) |
| ~50.27° | γ | (200) |
| ~51.88° | 5M | (311) |

**Çizelge 4.2.** Elde edilen X-ışını difraktoğramlarına ait 52°-83° arasında kalan yansıma düzlemleri ve fazlar.

| 2θ Yansıma Açısı | Faz | Yansıma Düzlemi |
|---|---|---|
| ~52.03° | $L1_0$ | (002) |
| ~53.38° | B2 | (111) |
| ~55.63° | $L1_0$ | (210) |
| ~56.79° | $L2_1$ | (320) |
| ~57.17° | γ | (210) |
| ~58.12° | $L1_0$ | (102) |
| ~58.96° | 5M | (203) |
| ~59.76° | $L2_1$ | (321) |
| ~60.18° | 14M | (014) |
| ~61.50° | 5M | (213) |
| ~62.49° | B2 | (200) |
| ~62.96° | 5M | (400) |
| ~63.83° | $L1_0$ | (112) |
| ~64.05° | 14M | (116) |
| ~69.68° | 5M | (104) |
| ~70.02° | $L2_1$ | (331) |
| ~71.44° | 5M | (420) |
| ~72.35° | $L1_0$ | (220) |
| ~73.76° | 5M | (420) |
| ~74.53° | $L1_0$ | (202) |
| ~75.81° | 5M | (204) |
| ~76.69° | $L2_1$ | (332) |
| ~77.52° | $L1_0$ | (300) |
| ~78.05° | $L1_0$ | (221) |
| ~79.52° | B2 | (211) |
| ~82.59° | $L1_0$ | (310) |

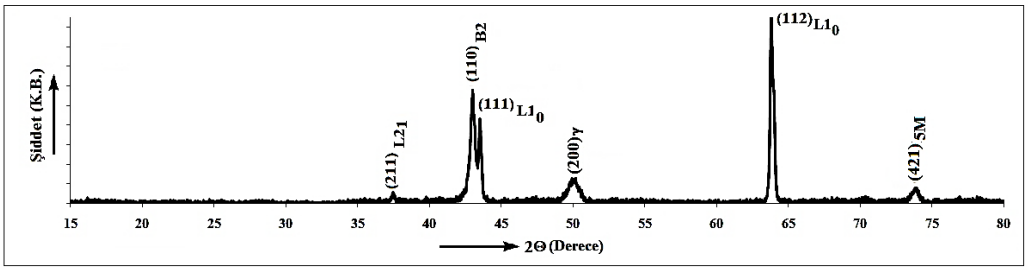
Yüksek sıcaklıkta görülen β fazı, soğutma işleminden sonra $L1_0$ (bct) martensit yapıya dönüşür. Bu martensit dönüşümü NiMnSb alaşımlarının şekil hatırlama özelliğinden ayrıca da suni elastiklik özeliğinden sorumludur. Bu NiMnSb alaşımları, polikristal durumda sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir. Bu sebepten dolayı malzeme içerisinde $\gamma$

fazının bulunması sünekliği arttırır [164]. Şekil 4.1 ve Şekil 4.2 sırasıyla, oda sıcaklığında kaydedilen doğrudan dökümden alınmış $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımlarının X-ışını kırınım desenlerini göstermektedir. Şekil 4.1'de $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımına ait 1A numunesi için kübik $L2_1$ yapısına ait bir yansımaya rastlanmamıştır. B2 yüksek sıcaklık fazına ait üç karakteristik yansımasının olduğu görülmüştür. Şekil 4.2'de ise $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ numunesi için austenitik $L2_1$ ve B2 düzenlenmelerinin birer karakteristik yansımasının olduğu anlaşılmıştır. Şekil 4.1 ve Şekil 4.2'de gösterildiği gibi, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımlarına ait doğrudan dökümden alınan numuneler için, kübik austenit ve tetragonal $L1_0$ martensit fazları, malzeme içerisinde birlikte bulunmalarına rağmen Co katkısı olmayan 1 numaralı numune 2 numaralı numune ile kıyaslandığında tetragonal martensit fazının miktarının her iki numunede de daha baskın olduğu açıkça görülmektedir. Döküm numunelerinde malzemeye Co katkılaması yapıldıktan sonra 14M ara martensit fazının ortadan kalktığı görülmüştür.



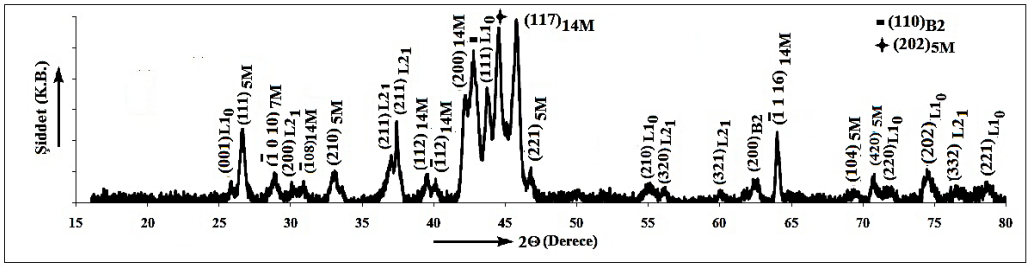

**Şekil 4.1.** 1A numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

Bununla birlikte, Şekil 4.3'de verilmiş olan XRD analizi $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımına ait 900 C° de 1 saat homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş ve daha sonra buzlu suda soğutulmuş 1B numunesinde martensitik fazların varlığını ortaya koymaktadır. Bu X-ışını difraktogramından 1B numunesi içerisinde altı farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kübik yapıya sahip $L2_1$ ve B2 austenit fazları ve monoklinik distorsiyona uğramış 7M ve 14M




**Şekil 4.2.** 2A numunesi için X-ışını kırınım deseni.

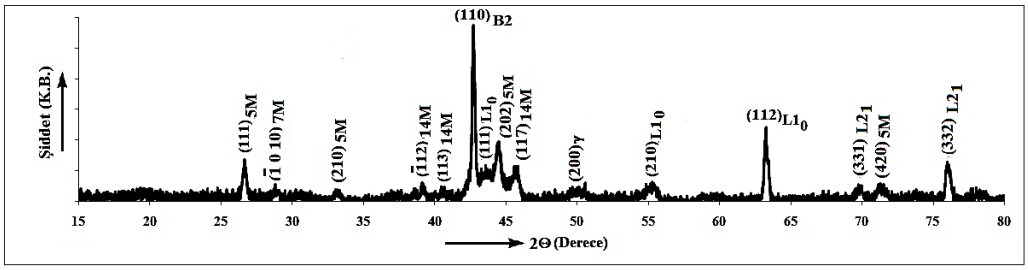
martensit fazlarıdır. Şekilden de anlaşılacağı gibi martensit fazlara ait pik sayısı daha fazladır. Şekilde 40° ve 50° 2θ açıları arasında pikler birbirine çok yakın olduklarından, dikdörtgen şekli ile ifade edilen pik B2 ana austenit faza ait (110) yansımasını ifade etmektedir. Yıldız simgesi ile ifade edilen pik ise 5M martensit faza ait (202) yansımasını ifade etmektedir.




**Şekil 4.3.** 1B numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

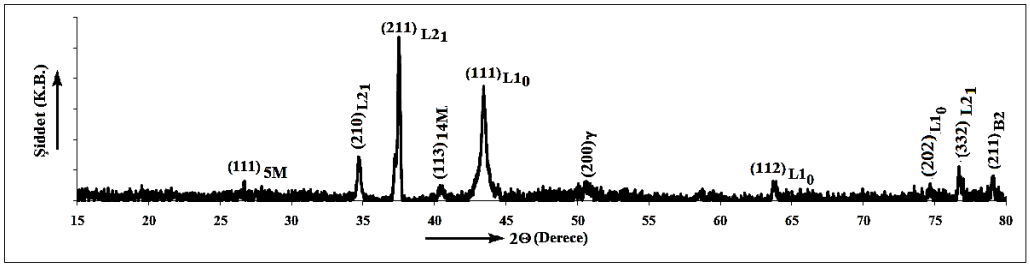
Hazırlanan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 900 °C de 1 saat homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş ve daha sonra buzlu suda soğutulmuş 2B numunesinden elde edilen XRD analizi sonucu Şekil 4.4 'de gösterilmiştir. 2B numunesinde, tetragonal $L1_0$ martensit yapısına ait kafes parametresi, $a_{L10}$=0.3754nm ve $c_{L10}$=0.3339nm olarak hesaplanmıştır. 2B numunesinde, $\{110\}_A$ ana kırınım zirvesi kullanılarak elde edilmiş kübik B2 Heusler austenitik yapısına ait kafes parametresi, $a_A$=0.2993nm olarak hesaplanmıştır. Bununla birlikte, ana piklerin yanı sıra, Şekil 4.4'de gösterildiği gibi kırınım paterninde farklı fazlara ait birkaç küçük tepe vardır. Bu küçük pikler, austenit ve $L1_0$ martensit matrisi içerisinde bulunan monoklinik beş tabakalı modüle edilmiş 7M ve 14M martensitik yapıların bulunduğunun açık bir kanıtıdır. 2B numunesindeki 7M ve 14M martensitik yapıya ait yeterli kırınım zirveleri bulunmadığından kristal kafes sabitleri hesaplanamamıştır. Ek olarak, Şekil 4.4'de $L2_1$ yapısına göre

endekslenebilen düşük sıcaklıklarda austenit fazının varlığını gösteren birkaç başka küçük tepe de gözlemlenmektedir.




**Şekil 4.4.** 2B numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

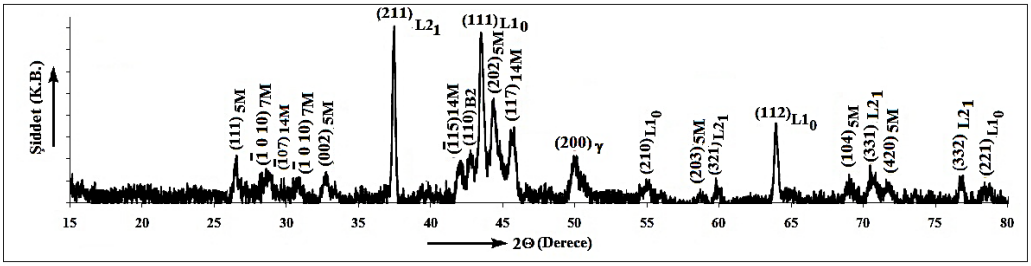
1C numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.5'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 1C numunesinde altı farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip B2 ve $L2_1$ austenitik düzenlenlemeleri, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 14M martensit fazlarıdır. Şekil 4.5'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L10}$ ve $(112)_{L10}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10} = 0.3743$ nm, $c_{L10} = 0.3551$ nm ve $c_{L10}/a_{L10} = 0.94$ olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_\gamma = 0.3641$ nm ve (211) yansıması kullanılarak elde edilen B2 yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2} = 0.2963$ nm olarak bulundu.




**Şekil 4.5.** 1C numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

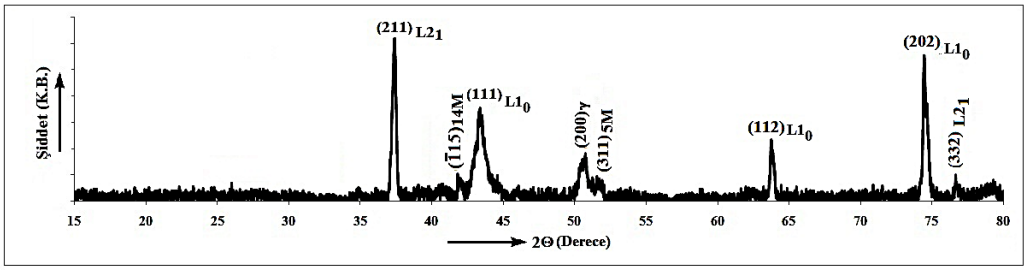
2C numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.6'da gösterilmiştir. Bu difraktogramda 2C numunesinde yedi farklı fazın mevcut olduğu

tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ ve *B2* austenit fazları, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 7M ve 14M martensit fazlarıdır. Şekil 4.6'daki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10}$ = 0.3641 nm, $c_{L10}$ =0.3527 nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.96 olarak hesaplandı. Li ve arkadaşlarının oda sıcaklığında gerçekleştirmiş oldukları katılaştırılmış Ni-Mn-Sb-Co alaşımına ait XRD ölçümlerinde, 7M martensit fazına ait yansımalarından elde edilen örgü parametreleri a = 0.42651 nm, b = 0.55114 nm, c = 4.2365 nm ve β = 93.27° şeklinde tespit edilmiştir. 7M martensitin kristal yapısı on birim hücreden oluşan orantısız bir monoklinik süperyapı olarak tasvir edilmiştir [22].



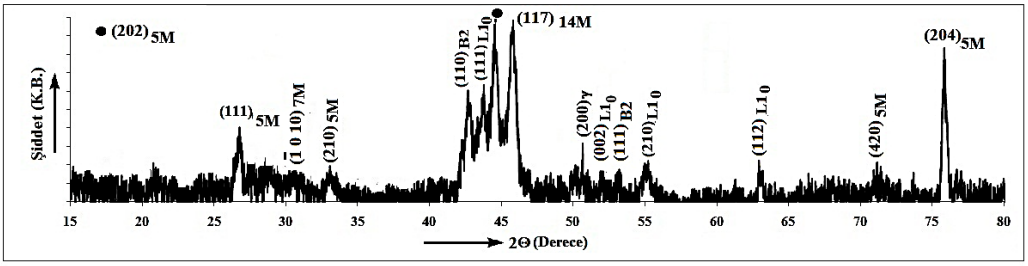

**Şekil 4.6.** 2C numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

1D numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.7'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 1D numunesinde beş farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ austenit fazı, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 14M martensit fazıdır. Şekil 4.7'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10}$ = 0.3725 nm, $c_{L10}$ =0.3553 nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.95 olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_\gamma$ =0.3596 nm olarak bulundu.




**Şekil 4.7.** 1D numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

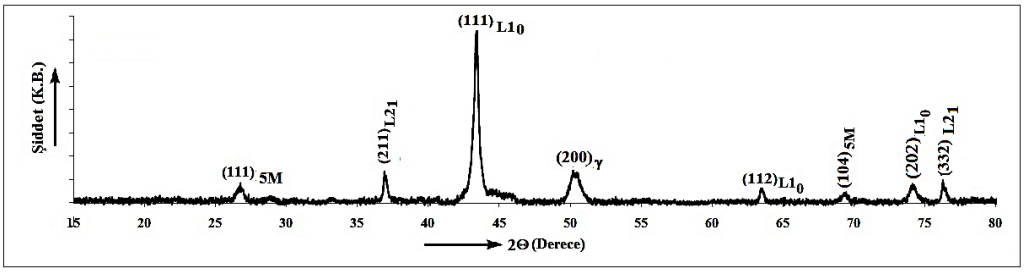
2D numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.8'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 2D numunesinde altı farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip *B2* austenit fazı, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 7M ve 14M martensit fazlarıdır. Şekil 4.8'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10} = 0.3732$ nm, $c_{L10} = 0.3540$ nm ve $c_{L10}/a_{L10} = 0.94$ olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_\gamma = 0.3602$ nm ve (110) yansıması kullanılarak elde edilen *B2* yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2} = 0.2998$ Å olarak bulundu.




**Şekil 4.8.** 2D numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

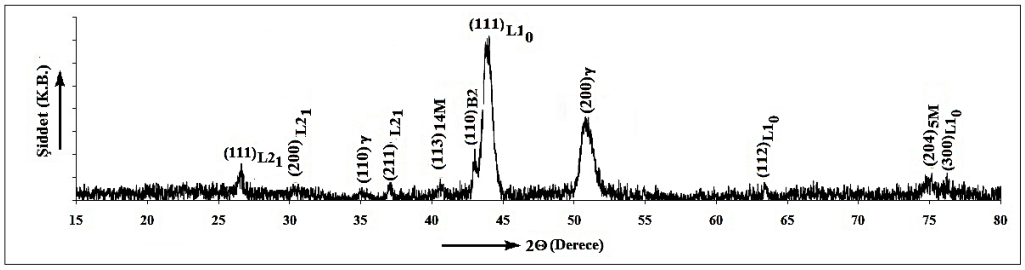
1E numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.9'da gösterilmiştir. Bu difraktogramda 1E numunesinde dört farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ austenit fazı, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazıdır. Şekil 4.9'da gösterildiği gibi, martensit fazına ait $(111)_{L1_0}$ ana

pikin yanı sıra, kırınım paterninde $L1_0$ martensit fazına ait $(112)_{L1_0}$ ve $(202)_{L1_0}$ yansımalarınında olduğu görülmektedir. $L1_0$ martensit fazının dışında $L2_1$ austenit fazına ait $(211)_{L2_1}$ ve $(332)_{L2_1}$ yansımaları olduğu tespit edilmiştir. $L1_0$ martensit ve $L2_1$ austenit fazı dışında iki farklı faza ait birkaç küçük tepe vardır. Bu küçük pikler, austenit ve $L1_0$ martensit matrisi içerisinde bulunan tetragonal modüle edilmiş *5M* ara martensitik yapı ve $\gamma$ yüksek sıcaklık fazların bulunduğunun açık bir kanıtıdır. Şekil 4.9'daki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10}$ = 0.3654 nm, $c_{L10}$ =0.3534 nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.96 olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_\gamma$ =0.3622 nm olarak bulundu.



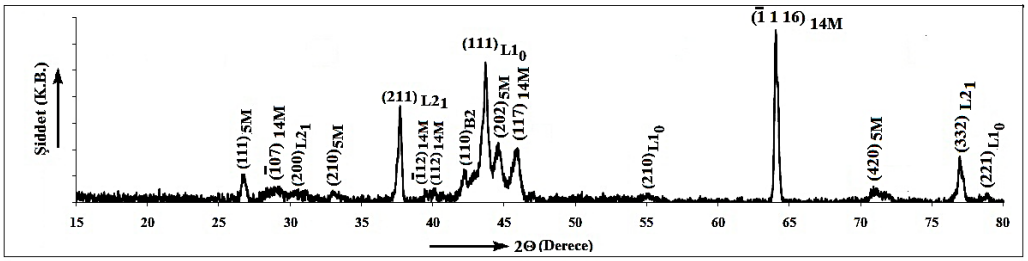

**Şekil 4.9.** 1E numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

2E numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.10'da gösterilmiştir. Bu difraktogramda 2E numunesinde altı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ ve B2 austenit fazları, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 14M martensit fazlarıdır. Şekil 4.10'daki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10}$ = 0.3728 nm, $c_{L10}$ =0.3555 nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.95 olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_\gamma$ =0.3596 nm ve (110) yansıması kullanılarak elde edilen B2 yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2}$ =0.2923 nm olarak bulundu.




**Şekil 4.10.** 2E numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

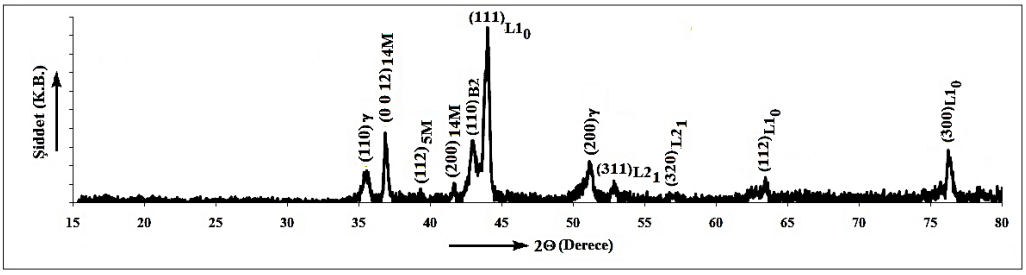
1F numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.11'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 1F numunesinde beş farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip *L2₁* ve *B2* austenit fazları ve monoklinik kafes yapısına sahip *14M* martensit fazıdır. Şekil 4.6'daki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(221)_{L1_0}$ piklerinden *L1₀* martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10} = 0.3741$ nm, $c_{L10} = 0.3546$ nm ve $c_{L10}/a_{L10} = 0.94$ olarak hesaplandı. (110) yansıması kullanılarak elde edilen *B2* yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2} = 0.2959$ nm olarak bulundu.




**Şekil 4.11.** 1F numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

2F numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.12'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 2F numunesinde altı farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ ve B2 austenit fazları, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz γ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 14M martensit fazıdır. Şekil 4.12'de gösterildiği gibi, martensit fazına ait $(111)_{L1_0}$ ana pikin yanı sıra, kırınım paterninde $L1_0$ martensit fazına ait $(112)_{L1_0}$ ve $(300)_{L1_0}$ yansımalarınında olduğu görülmektedir. $L1_0$ martensit fazının dışında $L2_1$ austenit fazına ait $(311)_{L2_1}$ ve $(320)_{L2_1}$

yansımaları olduğu tespit edilmiştir. $L1_0$ martensit ve $L2_1$ austenit fazı dışında dört farklı faza ait birkaç tepe vardır. Bu pikler, austenit ve $L1_0$ martensit matrisi içerisinde bulunan tetragonal modüle edilmiş 5M ve 14M ara martensitik yapılar, B2 ve $\gamma$ yüksek sıcaklık fazların bulunduğunun açık bir kanıtıdır.



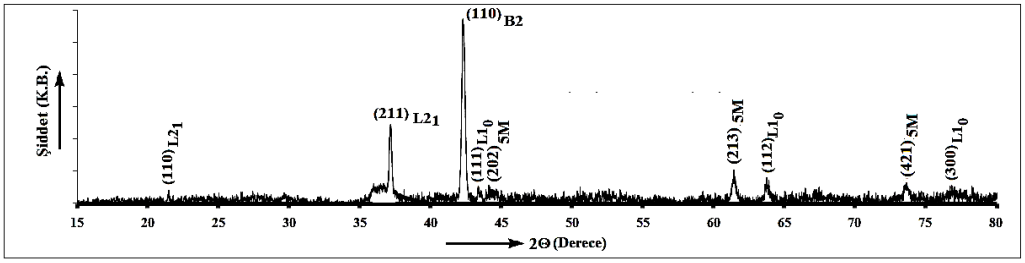

**Şekil 4.12.** 2F numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

Şekil 4.12'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10}$ = 0.3643 nm, $c_{L10}$ =0.3506 nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.93 olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen γ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_\gamma$ =0.3573 nm ve (110) yansıması kullanılarak elde edilen B2 yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2}$ =0.2973 nm olarak bulundu.

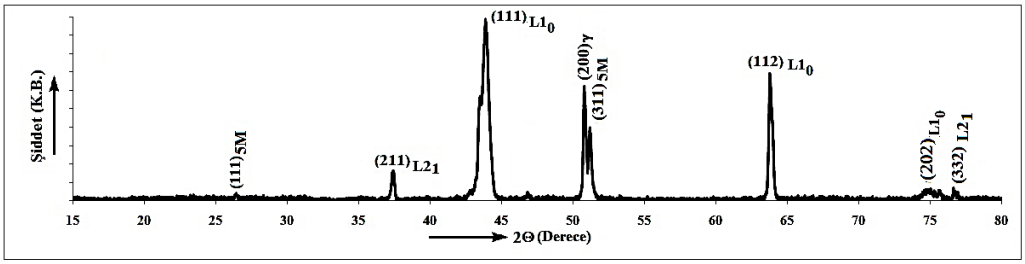
1G numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.13'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 1G numunesinde dört farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ ve B2 austenit fazlarıdır. Şekil 4.13'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(210)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10}$ = 0.3716 nm, $c_{L10}$ =0.3533 nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.95 olarak hesaplandı. (110) yansıması kullanılarak elde edilen *B2* yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2}$ =0.2959 nm olarak bulundu.

2G numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.14'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 2G numunesinde dört farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ austenit fazı, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazıdır. Şekil 4.14'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10}$ = 0.3643 nm, $c_{L10}$ =0.3432

nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.93 olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{\gamma}$=0.3593 nm olarak bulundu.



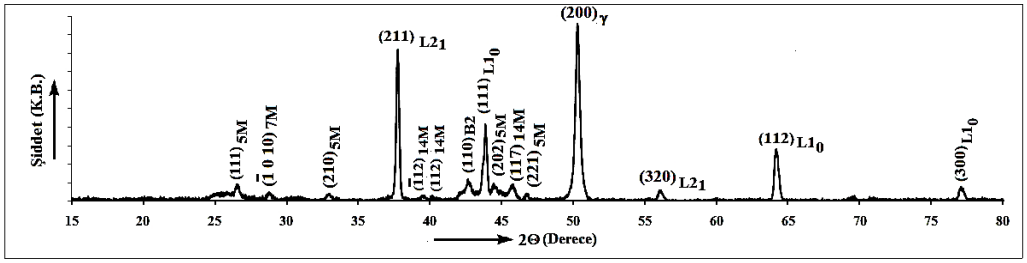

**Şekil 4.13.** 1G numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.




**Şekil 4.14.** 2G numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

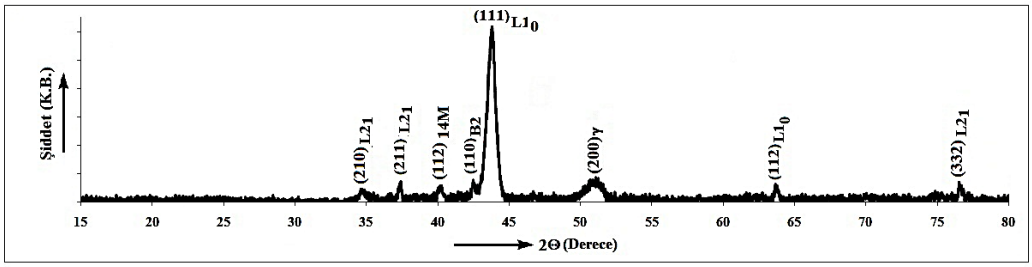
1H numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.15'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 1H numunesinde yedi farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ ve B2 austenit fazları, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 7M ve 14M martensit fazlarıdır. Şekil 4.15'de gösterildiği gibi, martensit fazına ait $(111)_{L1_0}$ ana pikin yanı sıra, kırınım paterninde $L1_0$ martensit fazına ait $(112)_{L1_0}$ ve $(300)_{L1_0}$ yansımalarınında olduğu görülmektedir. $L1_0$ martensit fazının dışında $L2_1$ austenit fazına ait $(211)_{L2_1}$, $(320)_{L2_1}$ ve B2 fazına ait $(110)_{B2}$ yansımaları olduğu tespit edilmiştir. $L1_0$ martensit, B2 ve $L2_1$ austenit fazları dışında dört farklı faza ait birkaç tepe vardır. Bu pikler, austenit ve $L1_0$ martensit matrisi içerisinde bulunan tetragonal modüle edilmiş 5M yapı, monoklinik düzenlenmeye sahip 7M ve 14M martensitik yapı ve $\gamma$ yüksek sıcaklık fazların bulunduğunun açık bir kanıtıdır. Şekil 4.15'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü

parametreleri $a_{L10}$ = 0.3742 nm, $c_{L10}$ =0.3497 nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.93 olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{\gamma}$=0.3625 nm ve (110) yansıması kullanılarak elde edilen *B2* yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2}$ =0.2917 nm olarak bulundu.




**Şekil 4.15.** 1H numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

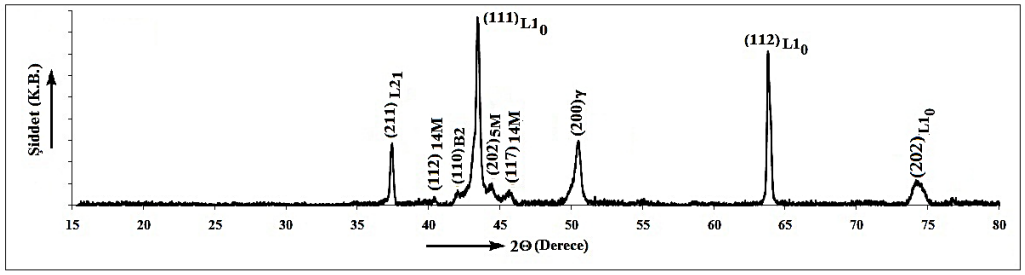
2H numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.16'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 2H numunesinde beş farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ martensit fazı, kübik yapıya sahip B2, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ austenit fazları, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 14M martensit fazlarıdır. Şekil 4.16'da gösterildiği gibi, martensit fazına ait $(111)_{L10}$ ana pikin yanı sıra, kırınım paterninde $L1_0$ martensit fazına ait $(112)_{L10}$ yansımasınında olduğu görülmektedir. $L1_0$ martensit fazının dışında $L2_1$ fazına ait $(210)_{L21}$, $(211)_{L21}$, $(332)_{L21}$ ve B2 fazına ait $(110)_{B2}$ yansımaları olduğu tespit edilmiştir. $L1_0$ martensit, B2 ve $L2_1$ austenit fazları dışında iki farklı faza ait birkaç tepe vardır. Bu pikler, austenit ve $L1_0$ martensit matrisi içerisinde bulunan monoklinik düzenlenmeye sahip 14M martensitik yapı ve fcc $\gamma$ yüksek sıcaklık fazlarının bulunduğunun açık bir kanıtıdır. Şekil 4.16'daki X-ışını difraktogramının $(111)_{L10}$ ve $(112)_{L10}$ piklerinden *L1₀* martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10}$ = 0.3727 nm, $c_{L10}$ =0.3510 nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.94 olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{\gamma}$ =0.3567 nm ve (110) yansıması kullanılarak elde edilen B2 yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2}$ =0.2919 nm olarak bulundu.




**Şekil 4.16.** 2H numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

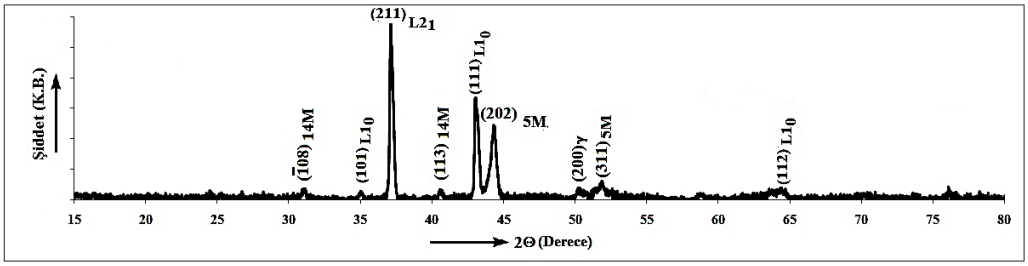
Oda sıcaklığında kaydedilen 1000 °C de 6 saat homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş ve daha sonra buzlu suda soğutulmuş $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımına ait 1I numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.17'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 1I numunesinde altı farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ ve B2 austenit fazları, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 14M martensit fazlarıdır. Şekil 4.17 de gösterildiği gibi, martensit fazına ait $(111)_{L1_0}$ ana pikin yanı sıra, kırınım paterninde $L1_0$ martensit fazına ait $(112)_{L1_0}$ ve $(202)_{L1_0}$ yansımalarınında olduğu görülmektedir. $L1_0$ martensit fazının dışında $L2_1$ fazına ait $(211)_{L2_1}$ ve B2 fazına ait $(110)_{B2}$ yansımaları olduğu tespit edilmiştir. $L1_0$ martensit, B2 ve $L2_1$ austenit fazları dışında üç farklı faza ait birkaç tepe vardır. Bu pikler, austenit ve *L1₀* martensit matrisi içerisinde bulunan tetragonal modüle edilmiş *5M* yapı, monoklinik düzenlenmeye sahip 14M martensitik yapı ve $\gamma$ yüksek sıcaklık fazların bulunduğunun açık bir kanıtıdır. Şekil 4.17'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden *L1₀* martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10} = 0.3711$ nm, $c_{L10} = 0.3509$ nm ve $c_{L10}/a_{L10} = 0.94$ olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_\gamma = 0.3615$ ve (110) yansıması kullanılarak elde edilen B2 yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2} = 0.2998$ nm olarak bulundu. Şekil 4. 17 ve 4.18'de gösterildiği gibi, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımlarına ait 1000 °C de 6 saat homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş ve daha sonra buzlu suda soğutulmuş numuneler için, kübik austenit ve tetragonal martensit fazları, malzeme içerisinde birlikte bulunmalarına rağmen Co katkısı olan 2 numaralı numunede 1 numaralı numune ile kıyaslandığında tetragonal martensit fazının miktarının daha az olduğu açıkça görülmektedir. 1000 °C de 6 saat homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş ve daha sonra buzlu suda soğutulmuş numunelerde malzemeye Co katkılaması

yapıldıktan sonra B2 fazının ortadan kalktığı, sünek γ yüksek sıcaklık fazının miktarının azaldığı ve 5M tetragonal ara martensit fazının miktarının arttığı görülmüştür.




**Şekil 4.17.** 1I numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

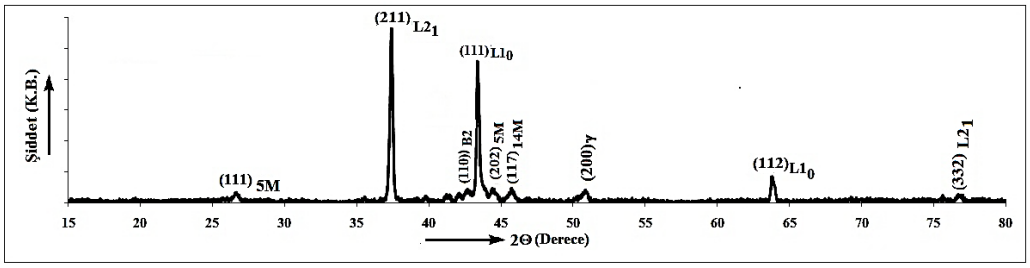
2I numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.18'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 2I numunesinde beş farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ austenit fazı, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 14M martensit fazlarıdır. Şekil 4.18'de gösterildiği gibi, martensit fazına ait $(111)_{L1_0}$ ana pikin yanı sıra, kırınım paterninde $L1_0$ martensit fazına ait $(101)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ yansımalarınında olduğu görülmektedir. $L1_0$ martensit fazının dışında $L2_1$ fazına ait $(211)_{L2_1}$ ve $\gamma$ fazına ait $(200)_{\gamma}$ yansımaları olduğu tespit edilmiştir. $L1_0$ martensit, $\gamma$ ve $L2_1$ austenit fazı dışında iki farklı faza ait birkaç tepe vardır. Bu pikler, austenit ve $L1_0$ martensit matrisi içerisinde bulunan tetragonal modüle edilmiş 5M yapı ve monoklinik düzenlenmeye sahip 14M martensitik yapılarının bulunduğunun açık bir kanıtıdır. Şekil 4.18'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10}$ = 0.3732 nm, $c_{L10}$ =0.3575 nm ve $c_{L10}/a_{L10}$ =0.95 olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{\gamma}$ =0.3636 nm olarak bulundu.




**Şekil 4.18.** 2I numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

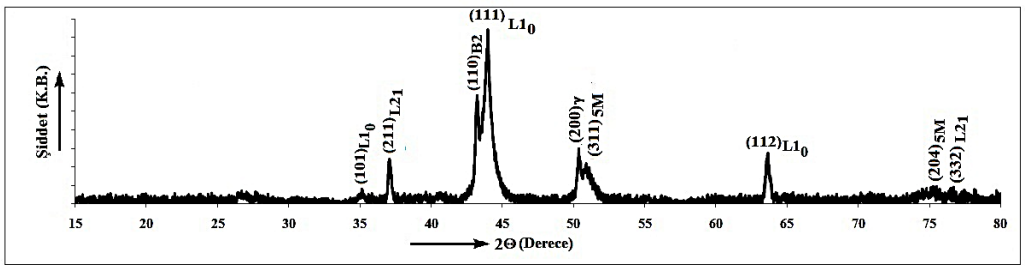
1K numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.19'da gösterilmiştir. Bu difraktogramda 1K numunesinde altı farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ ve B2 austenit fazları, A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazı ve monoklinik kafes yapısına sahip 14M martensit fazlarıdır. Şekil 4.19'da gösterildiği gibi, martensit fazına ait $(111)_{L1_0}$ ana pikin yanı sıra, kırınım paterninde $L1_0$ martensit fazına ait $(112)_{L1_0}$ yansımasınında olduğu görülmektedir. $L1_0$ martensit fazının dışında $L2_1$ austenit fazına ait $(211)_{L2_1}$, $(332)_{L2_1}$ ve B2 fazına ait $(110)_{B2}$ yansımaları olduğu tespit edilmiştir. $L1_0$ martensit, B2 ve $L2_1$ austenit fazı dışında üç farklı faza ait birkaç tepe vardır. Bu pikler, austenit ve $L1_0$ martensit matrisi içerisinde bulunan tetragonal modüle edilmiş 5M yapı, monoklinik düzenlenmeye sahip 14M martensitik yapı ve γ yüksek sıcaklık fazların bulunduğunun açık bir kanıtıdır. Şekil 4.19'daki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10} = 0.3831$ nm, $c_{L10} = 0.3508$ nm ve $c_{L10}/a_{L10} = 0.91$ olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_\gamma = 0.3595$ nm ve (110) yansıması kullanılarak elde edilen B2 yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2} = 0.2947$ nm olarak bulundu.

2K numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 4.20'de gösterilmiştir. Bu difraktogramda 2K numunesinde beş farklı fazın mevcut olduğu tespit edildi. Bu fazlar, bct yapıya sahip olan $L1_0$ ve 5M martensit fazları, kısmen düzenli kübik yapıya sahip $L2_1$ ve B2 austenit fazları ve A1 tipi fcc yapısına sahip düzensiz $\gamma$ yüksek sıcaklık fazlarıdır.




**Şekil 4.19.** 1K numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

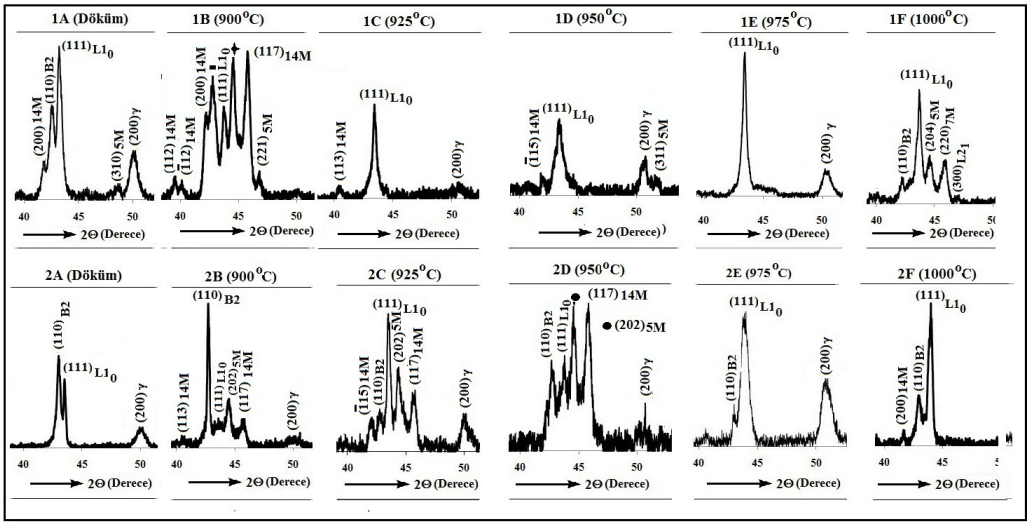
Şekil 4.20'de gösterildiği gibi, martensit fazına ait $(111)_{L1_0}$ ana pikin yanı sıra, kırınım paterninde $L1_0$ martensit fazına ait $(101)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ yansımalarınında olduğu görülmektedir. $L1_0$ martensit fazının dışında $L2_1$ fazına ait $(211)_{L2_1}$, $(332)_{L2_1}$ ve B2 fazına ait $(110)_{B2}$ yansımaları olduğu tespit edilmiştir. $L1_0$ martensit, B2 ve $L2_1$ austenit fazı dışında iki farklı faza ait birkaç tepe vardır. Bu pikler, austenit ve $L1_0$ martensit matrisi içerisinde bulunan tetragonal modüle edilmiş 5M yapı ve $\gamma$ yüksek sıcaklık fazların bulunduğunun açık bir kanıtıdır. Şekil 4.20'deki X-ışını difraktogramının $(111)_{L1_0}$ ve $(112)_{L1_0}$ piklerinden $L1_0$ martensit fazına ait örgü parametreleri $a_{L10} = 0.3749$ nm, $c_{L10} = 0.3590$ nm ve $c_{L10}/a_{L10} = 0.95$ olarak hesaplandı. (200) yansıması kullanılarak elde edilen $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_\gamma = 0.3617$ nm ve (110) yansıması kullanılarak elde edilen B2 yüksek sıcaklık fazının örgü parametresi; $a_{B2} = 0.2960$ nm olarak bulundu. Şekil 4. 20'de gösterildiği gibi, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımına ait 1000 °C de 8 saat homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş ve daha sonra buzlu suda soğutulmuş numune için, kübik austenit ve tetragonal martensit fazları, malzeme içerisinde birlikte bulunmalarına rağmen tetragonal martensit fazının austenit faz ile kıyaslandığında daha baskın olduğu açıkça görülmektedir.




**Şekil 4.20.** 2K numunesi için X-ışını kırınım deseni üzerinde faz yapıları.

Şekil 4.21'de verilen X-ışını kırınım desenlerinde, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımları için homojenizasyon sıcaklığındaki değişime göre B2 fazına ait Bragg yansımaları (keskin simetrik tepeler) görülmektedir. $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımından alınan kırınım paternlerin $110_{B2}$ Bragg yansımalarının yoğunluğu ve keskinliğinin $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımından alınan $110_{B2}$ Bragg yansımalarının yoğunluğu ve keskinliğinden azda olsa daha fazla olduğu görülmektedir. 2θ açısı 40° ve 50° arasında açılarda malzeme üzerinde yapılan işleme göre ana austenit fazına ait $110_{B2}$ yansımasının bölünerek çok parçalı hale geldiği anlaşılmaktadır. Çok parçalı hale gelen pikler içerisinde en belirgin ikisi $110_{B2}$ ve $111_{L10}$ yansımalarıdır. Yüksek sıcaklıktan yapılan soğutma işlemi $111_{L10}$ yansımasının büyümesine ve $110_{B2}$ yansımasının giderek kaybolmasına neden olmuştur. Bu durum özellikle $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımında $B2 \rightarrow L1_0$ dönüşümünün tamamlandığı anlamına gelir.

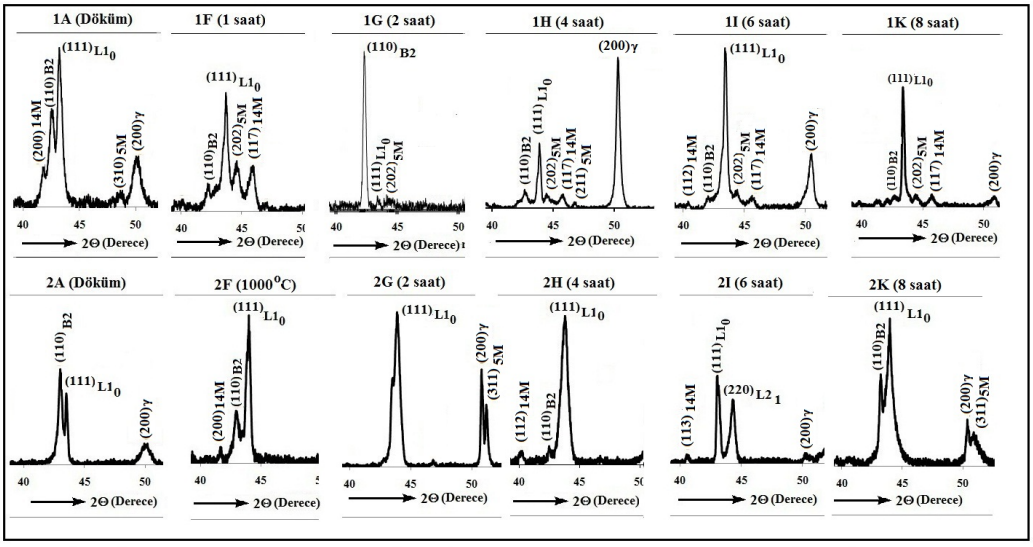
Şekil 4.22'de verilen X ışını kırınım desenlerinde, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımları için homojenizasyon süresindeki değişime göre *B2* fazına ait Bragg yansımaları (keskin simetrik tepeler) görülmektedir. $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımından alınan kırınım paternlerin $110_{B2}$ Bragg yansımalarının yoğunluğu ve keskinliğinin $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımından alınan $110_{B2}$ Bragg yansımalarının yoğunluğu ve keskinliğinden azda olsa daha fazla olduğu görülmektedir. 2θ açısı 45° ve 50° arasında açılarda malzeme üzerinde yapılan incelemeye göre ana austenit fazına ait $110_{B2}$ yansımasının daha sonra çok parçalı hale geldiği anlaşılmaktadır. Çok parçalı hale gelen pikler içerisinde en belirgin ikisi $110_{B2}$ ve $111_{L10}$ yansımalarıdır. Yüksek sıcaklıktan yapılan soğutma işlemi $111_{L10}$ yansımasının büyümesine ve $110_{B2}$ yansımasının giderek kaybolmasına neden olmuştur. Bu durum her iki alaşımında $B2 \rightarrow L1_0$ dönüşümünü tamamladığı anlamına gelir.




**Şekil 4.21.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımlarının $110_{B2}$ ve $111_{L10}$ yansımalarına ait farklı homojenizasyon sıcaklıkları için alınmış X-ışını spektrumları.

Çizelge 4.3'de görüldüğü gibi Alaşım 1 numuneleri için homojenizasyon sıcaklığına göre oluşan faz sayıları karşılaştırıldığında en çok fazın 1B numunesinde yani 900 °C de bekletilen numunede, en az faz çeşitliliğinin ise 975 °C bekletilen 1E numunesinde olduğu görülmektedir. 1 nolu numune için homojenizasyon süresine göre oluşan faz sayıları karşılaştırıldığında en çok fazın 1H numunesinde yani 1000 °C de 4 saat bekletilen numunede, en az faz çeşitliliğinin ise 1000 °C de 2 saat bekletilen 1G numunesinde olduğu görülmektedir.

Çizelge 4.4'de görüldüğü gibi 2 nolu numune için homojenizasyon sıcaklığına göre oluşan faz sayıları karşılaştırıldığında en çok fazın 2B ve 2C numunelerinde yani 900 °C ve 925 °C de bekletilen numunelerde, en az faz çeşitliliğinin ise 950 °C, 975 °C ve 1000 °C bekletilen numunelerde olduğu görülmektedir. 2 nolu numune için homojenizasyon süresine göre oluşan faz sayıları karşılaştırıldığında en çok fazın 2F numunesinde yani 1000 °C de 1 saat bekletilen numunede, en az faz çeşitliliğinin ise 1000 °C de 2 saat bekletilen 2G numunesinde olduğu görülmektedir. Bu NiMn bazlı alaşımlarda, polikristal durumda $\beta$ fazından dolayı sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir. Bu sebepten dolayı Co katkılı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının tüm numunelerinde $\gamma$ fazının bulunması malzemenin sünekliğinin $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımından daha yüksek olabileceğini düşündürmektedir.




**Şekil 4.22.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımlarının $110_{B2}$ ve $111_{L10}$ yansımalarına ait farklı homojenizasyon süreleri için alınmış X-ışını spektrumları.

**Çizelge 4.3.** Alaşım1 numunelerinde bulunan fazlar.

| A | B (900°C) | C (925°C) | D (950°C) | E (975°C) | F (1000°C) | G (2 saat) | H (4 saat) | I (6 saat) | K (8 saat) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| γ | - | γ | γ | γ | - | - | γ | γ | γ |
| B2 | B2 | B2 | - | - | B2 | B2 | B2 | B2 | B2 |
| - | $L2_1$ | - | $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ |
| $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ |
| 5M | 5M | 5M | 5M | 5M | 5M | 5M | 5M | 5M | 5M |
| - | 7M | - | - | - | - | - | 7M | - | - |
| 14M | 14M | 14M | 14M | - | 14M | - | 14M | 14M | 14M |

Çizelge 4.5 ve Çizelge 4.6 $L2_1$ fazının sırasıyla homojenizasyon sıcaklığına ve homojenizasyon süresine göre örgü parametrelerini ve kafes hacimlerini vermektedir. Çizelge 4.7 ve Çizelge 4.8 ise B2 fazının sırasıyla homojenizasyon sıcaklığına ve homojenizasyon süresine göre örgü parametrelerini vermektedir. Austenit fazında, *$L2_1$* kübik yapısı için kafes parametresinin yaklaşık olarak $a$=0.5800 nm olduğu anlaşılmaktadır. İki Mn atomu arasındaki mesafe (Mn–Mn) $a/\sqrt{2}$ eşitliği ile bulunur.

**Çizelge 4.4.** Alaşım 2 numunelerinde bulunan fazlar.

| A | B (900°C) | C (925°C) | D (950°C) | E (975°C) | F (1000°C) | G (2 saat) | H (4 saat) | I (6 saat) | K (8 saat) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| γ | γ | γ | γ | γ | γ | γ | γ | γ | γ |
| B2 | B2 | B2 | B2 | B2 | B2 | - | B2 | - | B2 |
| $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ | - | $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ | $L2_1$ |
| $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ | $L1_0$ |
| 5M | 5M | 5M | 5M | 5M | 5M | 5M | - | 5M | 5M |
| - | 7M | 7M | 7M | - | - | - | - | - | - |
| - | 14M | 14M | 14M | 14M | 14M | - | 14M | 14M | - |

**Çizelge 4.5.** Homojenizasyon sıcaklığına göre hesaplanan $a_{L21}$ örgü parametreleri (örgü parametreleri, Mn-Mn atomları arası mesafeler nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir).

| | **Alaşım 1** | | | **Alaşım 2** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $a_{L21}$ | $V_{cub.}$ | **Mn-Mn** | $a_{L21}$ | $V_{cub.}$ | **Mn-Mn** |
| **A (Döküm)** | - | - | - | 0.5886 | ~204 | 0.4162 |
| **B (900°C)** | 0.5887 | ~204 | 0.4162 | 0.5768 | ~192 | 0.4078 |
| **C (925°C)** | 0.5865 | ~202 | 0.4147 | 0.5873 | ~203 | 0.4152 |
| **D (950°C)** | 0.5874 | ~203 | 0.4153 | - | - | - |
| **E (975°C)** | 0.5891 | ~204 | 0.4165 | 0.5883 | ~204 | 0.4159 |
| **F (1000°C)** | 0.5860 | ~201 | 0.4143 | 0.5686 | ~184 | 0.4020 |

*14M* (*7R*) martensit fazında, bazal düzlemde *a* kafes sabiti yaklaşık olarak *a*=0.4250 nm değerindedir. 14M (7R) martensit fazının *a* kafes sabiti, bazal düzlemde $L2_1$ yapısındaki *a* eksenlerinden birine paraleldir ve aynı birimdedir [83]. Martensit fazındaki diğer eksen, ($\sqrt{2}\times b$) bazal düzlemde Mn–Mn sırtının $L2_1$ yapısındaki *a* eksenlerinden birine karşılık gelir. *c* ekseni (*c*=29.340 Å), bazal düzleme hemen hemen yedi Mn–Mn döngüsünde bir gerçekleşir ($\beta$=93.36 °). Yüksek sıcaklık $L2_1$ fazı

için homojenizasyon sıcaklığına ve süresine göre hesaplanan iki Mn atomu arasındaki mesafe (Mn-Mn) sırasıyla Çizelge 4.5 ve Çizelge 4.6'de verilmiştir.

**Çizelge 4.6.** Homojenizasyon süresine göre hesaplanan $a_{L21}$ örgü parametreleri (örgü parametreleri Mn-Mn atomları arası mesafeler nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir).

| | **Alaşım 1** | | | **Alaşım 2** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $a_{L21}$ | $V_{cub.}$ | **Mn-Mn** | $a_{L21}$ | $V_{cub.}$ | **Mn-Mn** |
| **A (Döküm)** | - | - | - | 0.5886 | ~204 | 0.4162 |
| **F (1 saat)** | 0.5860 | ~201 | 0.4143 | 0.5686 | ~184 | 0.4020 |
| **G (2 saat)** | 0.5846 | ~200 | 0.4133 | 0.5733 | ~188 | 0.4053 |
| **H (4 saat)** | 0.5930 | ~209 | 0.4193 | 0.5681 | ~183 | 0.4017 |
| **I (6 saat)** | 0.5845 | ~200 | 0.4133 | 0.5908 | ~206 | 0.4177 |
| **K (8 saat)** | 0.5887 | ~204 | 0.4162 | 0.5933 | ~209 | 0.4195 |

**Çizelge 4.7.** Homojenizasyon sıcaklığına göre hesaplanan $a_{B2}$ örgü parametreleri (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir).

| | **Alaşım 1** | | **Alaşım 2** | |
|---|---|---|---|---|
| | $a_{B2}$ | $V_{cub}$ | $a_{B2}$ | $V_{cub}$ |
| **A (Döküm)** | 0.2962 | ~26 | 0.2975 | ~26 |
| **B (900°C)** | 0.2977 | ~26 | 0.2993 | ~27 |
| **C (925°C)** | 0.2963 | ~26 | 0.2985 | ~27 |
| **D (950°C)** | - | - | 0.2998 | ~27 |
| **E (975°C)** | - | - | 0.2923 | ~25 |
| **F (1000°C)** | 0.2959 | ~26 | 0.2973 | ~26 |

Çizelge 4.9 homojenizasyon sıcaklığına göre yüksek sıcaklık γ fazı için hesaplanan $a_\gamma$ örgü parametreleri ve Çizelge 4.10 homojenizasyon süresine göre yüksek sıcaklık γ fazı için hesaplanan $a_\gamma$ örgü parametrelerini göstermektedir. Farklı homojenizasyon sıcaklıkları için $L1_0$ martensit fazına ait *a* ve *c* örgü parametreleri belirlendi ve homojenizasyon sıcaklık bağımlılıkları oluşturuldu (Çizelge 4.11). Her iki alaşım içinde *c*/*a* oranı (tetragonalite) 0.88 ila 0.97 arasında değişmektedir. Alaşım 1 için 975°C de yapılan homojenizasyon işlemi, $L1_0$ martensit fazının kafes parametreleri ile doğrudan dökümden alınmış malzemenin kafes parametre büyüklüklerine çok yaklaştığı gözlenmiştir.

**Çizelge 4.8.** Homojenizasyon süresine göre hesaplanan $a_{B2}$ örgü parametreleri (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir).

| | **Alaşım 1** | | **Alaşım 2** | |
|---|---|---|---|---|
| | $a_{B2}$ | $V_{cub}$ | $a_{B2}$ | $V_{cub}$ |
| **A (Döküm)** | 0.2962 | ~26 | 0.2975 | ~26 |
| **F (1 saat)** | - | - | 0.2973 | ~26 |
| **G (2 saat)** | 0.2959 | ~26 | - | - |
| **H (4 saat)** | 0.2917 | ~25 | 0.2919 | ~25 |
| **I (6 saat)** | 0.2998 | ~27 | - | - |
| **K (8 saat)** | 0.2947 | ~26 | 0.2960 | ~26 |

Çizelge 4.12'de görülen s ikizlenme kesme büyüklüğü olan $\{2(c/a)^2 -1\}/2(c/a)$ [15] değerinin her iki alaşım içinde homojenizasyon sıcaklığına bağlı olmadığı anlaşılmaktadır. Alaşım 1 de döküm numunesi için elde edilen ikizlenme kesme büyüklüğü 0.584 değeri ile tekrar 950°C de homojenize edilen numunede sağlanmıştır.

**Çizelge 4.9.** Homojenizasyon sıcaklığına göre hesaplanan $a_\gamma$ örgü parametreleri (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir).

| | **Alaşım 1** | | **Alaşım 2** | |
|---|---|---|---|---|
| | $a_\gamma$ | $V_{cub}$ | $a_\gamma$ | $V_{cub}$ |
| **A (Döküm)** | 0.3641 | ~48 | 0.3648 | ~49 |
| **B (900°C)** | 0.3685 | ~50 | 0.3657 | ~49 |
| **C (925°C)** | 0.3641 | ~48 | 0.3638 | ~48 |
| **D (950°C)** | 0.3596 | ~47 | 0.3602 | ~47 |
| **E (975°C)** | 0.3622 | ~48 | 0.3596 | ~47 |
| **F (1000°C)** | - | | 0.3573 | ~46 |

.

**Çizelge 4.10.** Homojenizasyon süresine göre hesaplanan $a_\gamma$ örgü parametreleri (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir).

| | **Alaşım 1** | | **Alaşım 2** | |
|---|---|---|---|---|
| | $a_\gamma$ | $V_{cub}$ | $a_\gamma$ | $V_{cub}$ |
| **A (Döküm)** | 0.3641 | ~48 | 0.3648 | ~49 |
| **F (1 saat)** | - | - | 0.3573 | ~46 |
| **G (2 saat)** | - | - | 0.3593 | ~46 |
| **H (4 saat)** | 0.3625 | ~48 | 0.3567 | ~45 |
| **I (6 saat)** | 0.3615 | ~47 | 0.3636 | ~48 |
| **K (8 saat)** | 0.3595 | ~46 | 0.3617 | ~47 |

1000°C de farklı homojenizasyon süreleri için $L1_0$ martensit fazına ait *a* ve *c* örgü parametreleri belirlendi ve homojenizasyon sürelerine bağımlılıkları tespit edildi (Çizelge 4.13). Homojenizasyon süresi arttıkça 1 numaralı alaşımda, *c* küçülmektedir ve 1 numaralı alaşım için c/a oranı (tetragonalite) 0.94 değerinden 0.91 değerine düşüş göstermiştir. Böylece, 1 numaralı alaşım için homojenizasyon süresini arttırdığımızda

martensitik dönüşüm sırasında ve sonrasında, tetragonal fazın kafesinin *c* ekseni boyunca genel olarak büzüldüğü anlaşılmaktadır. 2 numaralı alaşım için ise 1 numaralı alaşımın aksine homojenizasyon süresini arttırdığımızda martensitik dönüşüm sırasında ve sonrasında, tetragonal fazın kafesinin c ekseni boyunca genel olarak uzadığı anlaşılmaktadır

Çizelge 4.14'de görülen s ikizlenme kesme büyüklüğünün Alaşım 1 için homojenizasyon süresine bağlı olmadığı anlaşılmaktadır. Ancak, s ikizlenme kesme büyüklüğü Alaşım 2 için artan homojenizasyon süresi ile artış göstermektedir. Alaşım 1 de döküm numunesi için elde edilen ikizlenme kesme büyüklüğü 0.584 değeri ile tekrar 1000°C de 2 saat homojenize edilen numunede sağlanmıştır. Alaşım 2 de döküm numunesi için elde edilen ikizlenme kesme büyüklüğü olan 0.633 değeri çalışmamızda incelediğimiz homojenizasyon sürelerinde tekrar elde edilememiştir.

**Çizelge 4.11.** Homojenizasyon sıcaklığına göre martensit fazı için hesaplanan $a_{L10}$, $c_{L10}$ örgü sabitleri ve $c_{L10}/a_{L10}$ oranları (örgü sabitlerinin birimi nm alınmıştır).

| | **Alaşım 1** | | | **Alaşım 2** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $a_{L10.}$ | $c_{L10.}$ | $c_{L10}/a_{L10.}$ | $a_{L10.}$ | $c_{L10.}$ | $c_{L10}/a_{L10}$ |
| **A (Döküm)** | 0.3691 | 0.3512 | 0.95 | 0.3638 | 0.3536 | 0.97 |
| **B (900°C)** | 0.3747 | 0.3618 | 0.96 | 0.3754 | 0.3339 | 0.88 |
| **C (925°C)** | 0.3743 | 0.3551 | 0.94 | 0.3641 | 0.3527 | 0.96 |
| **D (950°C)** | 0.3725 | 0.3553 | 0.95 | 0.3732 | 0.3540 | 0.94 |
| **E (975°C)** | 0.3654 | 0.3534 | 0.96 | 0.3728 | 0.3555 | 0.95 |
| **F (1000°C)** | 0.3741 | 0.3546 | 0.94 | 0.3743 | 0.3506 | 0.93 |

**Çizelge 4.12.** Homojenizasyon sıcaklığına göre martensit fazı için s ikizlenme kesmesi oranları.

| | **A (Döküm)** | **B (900°C)** | **C (925°C)** | **D (950°C)** | **E (975°C)** | **F (1000°C)** |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Alaşım 1** | 0.584 | 0.608 | 0.559 | 0.584 | 0.608 | 0.559 |
| **Alaşım 2** | 0.633 | 0.413 | 0.608 | 0.559 | 0.584 | 0.535 |

Termoelastik martensitik dönüşüm ve bunlarla ilgili şekil hafıza etkisi sergileyen Ni-Al için s=0.400, Cu–Zn–Ga alaşımları için 0.363 ve Ti–Ni alaşımı için 0.310 değerine sahiptir. Bu çalışmada elde edilmiş olan ikizlenme kesme değerleri, Ni-Mn alaşımı için Pushin ve arkadaşlarının elde ettikleri s değerlerine çok yakın sonuçlar vermiştir. Pushin ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada ikizlenme kesme değerleri 0.484 ve 0.560 arasında hesaplanmıştır [165, 166]. Pushin ve arkadaşları kendi çalışmalarında elde ettikleri ikizlenme kesme büyüklüklerinden yola çıkarak kendi numunelerinin uygulama açısından kullanışlı malzemeler olduklarını ifade etmişlerdir. Bu durumda bu çalışmada elde edilen numunelerde uygulamaya yönelik iyi bir termoelastik mekanizmaya sahip şekil hafıza özelliği gösterdiği söylenebilir.

**Çizelge 4.13.** Homojenizasyon süresine göre martensit fazı için hesaplanan $a_{L10}$, $c_{L10}$ örgü sabitleri ve $c_{L10}/a_{L10}$ oranları (örgü sabitlerinin birimi nm alınmıştır).

| | **Alaşım 1** | | | **Alaşım 2** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $a_{L10.}$ | $c_{L10.}$ | $c_{L10}/a_{L10.}$ | $a_{L10.}$ | $c_{L10.}$ | $c_{L10}/a_{L10}$ |
| **A (Döküm)** | 0.3691 | 0.3512 | 0.95 | 0.3638 | 0.3536 | 0.97 |
| **F (1 saat)** | 0.3741 | 0.3546 | 0.94 | 0.3743 | 0.3506 | 0.93 |
| **G (2 saat)** | 0.3716 | 0.3533 | 0.95 | 0.3643 | 0.3482 | 0.93 |
| **H (4 saat)** | 0.3742 | 0.3497 | 0.93 | 0.3727 | 0.3510 | 0.94 |
| **I (6 saat)** | 0.3711 | 0.3509 | 0.94 | 0.3732 | 0.3575 | 0.95 |
| **K (8 saat)** | 0.3831 | 0.3508 | 0.91 | 0.3749 | 0.3590 | 0.95 |

Çizelge 4.15, homojenizasyon sıcaklığına göre $L1_0$ martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi ve Çizelge 4.16 homojenizasyon süresine göre $L1_0$ martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi ve kafes hacminin değişmezlik derecelerini göstermektedir.

**Çizelge 4.14.** Homojenizasyon süresine göre martensit fazı için s ikizlenme kesmesi oranları.

| | A (Döküm) | F (1 saat) | G (2 saat) | H (4 saat) | I (6 saat) | K (8saat |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Alaşım 1** | 0.584 | 0.559 | 0.584 | 0.535 | 0.559 | 0.486 |
| **Alaşım 2** | 0.633 | 0.535 | 0.535 | 0.559 | 0.584 | 0.585 |

**Çizelge 4.15.** Homojenizasyon sıcaklığına göre $L1_0$ martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi (hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir).

| | Alaşım 1 | Alaşım 2 |
|---|---|---|
| **A (Döküm)** | ~48 | ~47 |
| **B (900°C)** | ~51 | ~47 |
| **C (925°C)** | ~50 | ~47 |
| **D (950°C)** | ~49 | ~49 |
| **E (975°C)** | ~47 | ~49 |
| **F (1000°C)** | ~50 | ~49 |

Çizelge 4.17, homojenizasyon sıcaklığına göre 5M martensit fazı için hesaplanan $a_{5M}$, $c_{5M}$ örgü sabitleri ve $c_{5M}/a_{5M}$ oranlarını ve Çizelge 4.18 ise homojenizasyon süresine göre 5M martensit fazı için hesaplanan $a_{5M}$, $c_{5M}$ örgü sabitleri ve $c_{5M}/a_{5M}$ oranları içermektedir. Soğutma sonrası alaşımda $L2_1 \rightarrow 3M$ dönüşümünden sonra malzeme daha fazla soğutulduğu sırada, 3M fazından, beş atomik düzleme eşit bir modülasyon periyodu ile tetragonal (martensitik) 5M fazına yapısal bir geçiş meydana gelir. 5M tetragonal faza geçiş, bain mekanizması vasıtasıyla gerçekleşir [12]. Başlangıçtaki kübik kafes z ekseni boyunca sıkışır ve aynı zamanda hacimdeki değişimi telafi edecek ölçüde x ve y eksenleri boyuncada değişim devam eder. Ancak bu değişiklik enerjisel olarak elverişsiz olduğu için kafes gerilir. Bu aşamada her beşinci $(110)_P$ düzlemi yer değiştirmeden kalırken, diğer dört düzlem [110] yönü boyunca yer değiştirir [45, 89-91]. $Ni_2MnGa$ alaşımının cisim merkezli tetragonal kafesinin parametreleri yaklaşık olarak $a_{5M} = b_{5M} = 0.5890$ nm ve $c_{5M} = 0.5550$ nm (tetragonalite $c/a \approx 0.945$); birim hücre hacmi $V_{tetr} \approx 195.5$ $Å^3$ olarak bulunmuştur. Bu nedenle, deneylerden martensitik geçiş üzerine kafes hacminin neredeyse değişmeden kaldığı ($(V_{cub}-V_{tetr})/V_{cub} \approx \%$ 1) anlaşılmıştır [91].

**Çizelge 4.16.** Homojenizasyon süresine göre $L1_0$ martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi ve kafes hacminin değişmezlik derecesi (hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir).

| | **Alaşım 1** | **Alaşım 2** |
|---|---|---|
| **A (Döküm)** | ~48 | ~47 |
| **F (1 saat)** | ~50 | ~49 |
| **G (2 saat)** | ~49 | ~46 |
| **H (4 saat)** | ~49 | ~49 |
| **I (6 saat)** | ~48 | ~50 |
| **K (8 saat)** | ~51 | ~50 |

**Çizelge 4.17.** Homojenizasyon sıcaklığına göre 5M martensit fazı için hesaplanan $a_{5M}$, $c_{5M}$ örgü sabitleri ve $c_{5M}/a_{5M}$ oranları (örgü sabitlerinin birimi nm alınmıştır).

| | **Alaşım 1** | | | **Alaşım 2** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $a_{5M}$ | $c_{5M}$ | $c_{5M}/a_{5M}$ | $a_{5M}$ | $c_{5M}$ | $c_{5M}/a_{5M}$ |
| **A (Döküm)** | - | - | - | - | - | - |
| **B (900°C)** | 0.5875 | 0.5664 | 0.96 | 0.5891 | 0.5626 | 0.95 |
| **C (925°C)** | - | - | - | 0.5899 | 0.5623 | 0.95 |
| **D (950°C)** | - | - | - | 0.5884 | 0.5604 | 0.95 |
| **E (975°C)** | 0.5911 | 0.5567 | 0.94 | - | - | - |
| **F (1000°C)** | - | - | - | - | - | - |

Çizelge 4.19 homojenizasyon sıcaklığına göre 5M martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmini ve Çizelge 4.20 homojenizasyon süresine göre 5M martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi ve kafes hacminin değişmezlik derecelerini göstermektedir.

**Çizelge 4.18.** Homojenizasyon süresine göre 5M martensit fazı için hesaplanan $a_{5M}$, $c_{5M}$ örgü sabitleri ve $c_{5M}$ /$a_{5M}$ oranları (örgü sabitlerinin birimi nm alınmıştır).

| | **Alaşım 1** | | | **Alaşım 2** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $a_{5M}$ | $c_{5M}$ | $c_{5M}/a_{5M}$ | $a_{5M}$ | $c_{5M}$ | $c_{5M}/a_{5M}$ |
| **A (Döküm)** | - | - | - | - | - | - |
| **F (1 saat)** | - | - | - | - | - | - |
| **G (2 saat)** | 0.5917 | 0.5515 | 0.93 | 0.5941 | 0.5723 | 0.96 |
| **H (4 saat)** | 0.5940 | 0.5577 | 0.93 | - | - | - |
| **I (6 saat)** | - | - | - | 0.5864 | 0.5706 | 0.97 |
| **K (8 saat)** | 0.5781 | 0.5758 | 0.99 | 0.6041 | 0.5588 | 0.92 |

**Çizelge 4.19.** Homojenizasyon sıcaklığına göre 5M martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi (hacim büyüklükleri Å$^3$ birimi ile verilmiştir) ve hacim değişmezlik dereceleri.

| | **Alaşım 1** | | **Alaşım 2** | |
|---|---|---|---|---|
| | $V_{tetr}$ | Γ | $V_{tetr.}$ | Γ |
| **A (Döküm)** | - | - | - | - |
| **B (900°C)** | ~195 | ≈% 4 | ~195 | ≈% 2 |
| **C (925°C)** | - | - | ~196 | ≈% 3 |
| **D (950°C)** | - | - | ~194 | - |
| **E (975°C)** | ~195 | ≈% 4 | - | - |
| **F (1000°C)** | - | - | - | - |

Çizelge 4.21 ve Çizelge 4.22 sırasıyla Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin homojenizasyon sıcaklıklarının değiştirilmesi sonucu $(211)_{L21}$, $(110)_{B2}$, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutlarını vermektedir. Elde edilen bulgulardan hem Alaşım 1, hemde Alaşım 2 nin dökümden sonra 900°C de bekletilen numunelerde B2 ana austenit fazına ait taneciğin büyüdüğü anlaşılmaktadır. B2 fazına ait (110) düzleminden doğan $L1_0$ martensit fazına ait (111) düzlemine ait taneciklerin döküm sonrası 900°C de bekletme işleminin ardından büyüklüklerinde meydana gelen

değişim B2 ana austenit fazına ait taneciklerdeki değişimin tersine küçülme eğilimindedir.

**Çizelge 4.20.** Homojenizasyon süresine göre 5M martensit fazı için hesaplanan birim hücre hacmi ve kafes hacminin değişmezlik derecesi (örgü parametreleri nm ve hacim büyüklükleri $Å^3$ birimi ile verilmiştir).

| | **Alaşım 1** | | **Alaşım 2** | |
|---|---|---|---|---|
| | $V_{tetr}$ | Γ | $V_{tetr}$ | Γ |
| **A (Döküm)** | - | - | - | - |
| **F (1 saat)** | - | - | - | - |
| **G (2 saat)** | ~193 | ≈% 4 | ~202 | ≈% 7 |
| **H (4 saat)** | ~197 | ≈% 6 | - | - |
| **I (6 saat)** | - | - | 196 | ≈% 5 |
| **K (8 saat)** | ~192 | ≈% 6 | 204 | ≈% 2 |

**Çizelge 4.21.** Homojenizasyon sıcaklığına göre Alaşım 1 için $(211)_{L21}$, $(110)_{B2}$, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(211)_{L21}$ | $(110)_{B2}$ | $(111)_{L10}$ | $(117)_{14M}$ | $(200)_{\gamma}$ | $(112)_{L10}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1A (Döküm)** | - | 401.7 Å | 424.0 Å | - | 181.7 Å | 747.7 Å |
| **1B (900°C)** | 1535.3 Å | 413.4 Å | 394.3Å | 531.2 Å | - | - |
| **1C (925°C)** | 740.7 Å | - | 382.6Å | - | - | - |
| **1D (950°C)** | 558.5 Å | - | 296.3Å | - | 436.7 Å | 844.4 Å |
| **1E (975°C)** | 470.5 Å | - | 433.5Å | - | 205.9 Å | - |
| **1F (1000°C)** | 596.0 Å | - | 462.6 Å | 290.0 Å | - | - |

Çizelge 4.23 ve Çizelge 4.24 sırasıyla Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin homojenizasyon sürelerinin değiştirilmesi sonucu $(211)_{L21}$, $(110)_{B2}$, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutlarını vermektedir. Çizelge 4.25 ve Çizelge 4.26 sırasıyla Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin homojenizasyon sıcaklıklarının değiştirilmesi sonucu $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutlarını vermektedir. Çizelge 4.27 ve Çizelge 4.28 ise sırasıyla Alaşım 1 ve Alaşım 2'nin homojenizasyon sürelerinin değiştirilmesi

sonucu $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutlarını vermektedir.

**Çizelge 4.22.** Homojenizasyon sıcaklığına göre Alaşım 2 için $(211)_{L21}$, $(110)_{B2}$, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(211)_{L21}$ | $(110)_{B2}$ | $(111)_{L10}$ | $(117)_{14M}$ | $(200)_{\gamma}$ | $(112)_{L10}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **2A (Döküm)** | - | 585.9 Å | 841.5Å | - | 196.3 Å | - |
| **2B (900°C)** | - | 635.7 Å | 183.1Å | 405.3 Å | 156.2 Å | 663.7 Å |
| **2C (925°C)** | 608.2 Å | - | 478.4Å | 271.4 Å | 422.2 Å | 644.5 Å |
| **2D (950°C)** | - | 330.7 Å | - | 357.0 Å | - | - |
| **2E (975°C)** | - | - | - | - | - | - |
| **2F (1000°C)** | - | 449.5 Å | 423.4 Å | - | 291.2 Å | - |

**Çizelge 4.23.** Homojenizasyon süresine göre Alaşım 1 için $(211)_{L21}$, $(110)_{B2}$, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(211)_{L21}$ | $(110)_{B2}$ | $(111)_{L10}$ | $(117)_{14M}$ | $(200)_{\gamma}$ | $(112)_{L10}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1A (Döküm)** | - | 401.7 Å | 424.0 Å | - | 181.7 Å | 747.7 Å |
| **1F (1 saat)** | 596.0 Å | - | 462.6 Å | 290.0 Å | - | - |
| **1G (2 saat)** | 637.3 Å | 591.4 Å | - | - | - | 1180.4 Å |
| **1H (4 saat)** | 633.0 Å | 634.8 Å | 709.6 Å | 594.3 Å | 508.2 Å | 435.9 Å |
| **1I (6 saat)** | - | - | 458.7 Å | 440.0 Å | 457.9 Å | 715.6 Å |
| **1K (8 saat)** | 803.4 Å | - | 677.9 Å | 454.7 Å | - | 393.0 Å |

**Çizelge 4.24.** Homojenizasyon süresine göre Alaşımın 2 için $(211)_{L21}$, $(110)_{B2}$, $(111)_{L10}$, $(117)_{14M}$, $(200)_{\gamma}$ ve $(112)_{L10}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(211)_{L21}$ | $(110)_{B2}$ | $(111)_{L10}$ | $(117)_{14M}$ | $(200)_{\gamma}$ | $(112)_{L10}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **2A (Döküm)** | - | 585.9 Å | 841.5Å | - | 196.3 Å | - |
| **2F (1 saat)** | - | 449.5 Å | 423.4 Å | - | 291.2 Å | - |
| **2G (2 saat)** | 473.7 Å | - | 275.4 Å | - | 847.0 Å | 632.4 Å |
| **2H (4 saat)** | 600.4 Å | 215.0 Å | 208.9 Å | - | 208.5 Å | 867.5 Å |
| **2I (6 saat)** | 501.6 Å | - | 404.7 Å | - | - | - |
| **2K (8 saat)** | 610.1 Å | 781.2 Å | 479.8 Å | - | 1713.7 Å | 656.6 Å |

**Çizelge 4.25.** Homojenizasyon sıcaklığına göre 1 Numaralı Alaşımın $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(111)_{5M}$ | $(112)_{14M}$ | $(202)_{5M}$ | $(200)_{B2}$ | $(202)_{L10}$ | $(332)_{L21}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1A (Döküm)** | - | - | - | 408.2 Å | 230.4 Å | - |
| **1B (900°C)** | 463.6 Å | 584.3 Å | 465.2 Å | - | 340.9 Å | - |
| **1C (925°C)** | - | - | - | - | - | - |
| **1D (950°C)** | - | - | - | - | 952.4 Å | - |
| **1E (975°C)** | 467.5 Å | - | - | 667.6 Å | 607.5 Å | 577.3 Å |
| **1F (1000°C)** | 361.0 Å | - | 530.1 Å | - | - | 816.4 Å |

**Çizelge 4.26.** Homojenizasyon sıcaklığına göre 2B, 2C ve 2D numunelerinin $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(111)_{5M}$ | $(112)_{14M}$ | $(202)_{5M}$ | $(200)_{B2}$ | $(202)_{L10}$ | $(332)_{L21}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **2B (900°C)** | 468.8 Å | - | 463.1 Å | - | - | 373.3 Å |
| **2C (925°C)** | 613.8 Å | - | 392.3 Å | - | - | - |
| **2D (950°C)** | 423.9 Å | - | 540.3 Å | - | - | - |

Çizelge 4.27 ve Çizelge 4.28 sırasıyla Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin homojenizasyon sürelerinin değiştirilmesi sonucu $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutlarını vermektedir. Çizelge 4.29, Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin $(1\ 1\ 10)_{7M}$, $(220)_{7M}$, $(213)_{5M}$, $(235)_{5M}$, $(420)_{5M}$ ve $(421)_{5M}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutlarını vermektedir. Çizelge 4.30 ise Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin $(210)_{L21}$, $(0\ 0\ 12)_{14M}$, $(210)_{L10}$, $(331)_{14M}$, $(220)_{7M}$ ve $(221)_{L10}$ düzlemlerinin hesaplanmış tanecik boyutlarını vermektedir.

**Çizelge 4.27.** Homojenizasyon süresine göre Alaşım 1 için $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(111)_{5M}$ | $(112)_{14M}$ | $(202)_{5M}$ | $(200)_{B2}$ | $(202)_{L10}$ | $(332)_{L21}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1A (Döküm)** | - | - | - | 408.2 Å | 230.4 Å | - |
| **1F (1 saat)** | 361.0 Å | - | 530.1 Å | - | - | 816.4 Å |
| **1G (2 saat)** | - | - | - | - | - | - |
| **1H (4 saat)** | 795.7 Å | - | - | - | - | - |
| **1I (6 saat)** | - | - | - | - | 242.6 Å | - |

**Çizelge 4.28.** Homojenizasyon süresine göre Alaşım 2 için $(111)_{5M}$, $(112)_{14M}$, $(202)_{5M}$, $(200)_{B2}$, $(202)_{L10}$ ve $(332)_{L21}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(111)_{5M}$ | $(112)_{14M}$ | $(202)_{5M}$ | $(200)_{B2}$ | $(202)_{L10}$ | $(332)_{L21}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **2G (2 saat)** | - | - | - | - | 344.9 Å | 353.1 Å |
| **2H (4 saat)** | - | 385.5 Å | - | - | - | 732.8 Å |
| **2I (6 saat)** | - | - | 408.1 Å | - | - | - |

**Çizelge 4.29.** Homojenizasyon sıcaklığına göre bazı numunelerin $(1110)_{7M}$, $(220)_{7M}$, $(213)_{5M}$, $(235)_{5M}$, $(420)_{5M}$ ve $(421)_{5M}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(1110)_{7M}$ | $(220)_{7M}$ | $(213)_{5M}$ | $(235)_{5M}$ | $(420)_{5M}$ | $(421)_{5M}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1B (900°C)** | 386.5 Å | - | - | - | - | - |
| **2B (900°C)** | - | - | - | - | - | 734.5 Å |
| **1E (975°C)** | - | - | - | 881.6 Å | - | - |
| **1F (1000°C)** | - | 290.0 Å | - | - | - | - |
| **1G (2 saat)** | - | - | - | - | 488.5 Å | 1966.8 Å |
| **1H (4 saat)** | - | - | 1157.2 Å | - | - | - |

**Çizelge 4.30.** $(210)_{L21}$, $(0\ 0\ 12)_{14M}$, $(210)_{L10}$, $(331)_{14M}$, $(220)_{7M}$ ve $(221)_{L10}$ düzlemlerinin tanecik boyutları.

| | $(210)_{L21}$ | $(0012)_{14M}$ | $(210)_{L10}$ | $(331)_{L21}$ | $(220)_{7M}$ | $(221)_{L10}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1A (Döküm)** | - | - | - | - | - | 260.4 Å |
| **2B (900°C)** | - | - | 322.2 Å | - | - | - |
| **1C (925°C)** | 487.7 Å | - | - | - | - | - |
| **2C (925°C)** | - | - | - | 446.3 Å | - | - |
| **1F (1000°C)** | - | - | - | - | 290.0 Å | - |
| **2F (1000°C)** | - | 572.0 Å | - | - | - | - |

Tüm bu verilerden aşağıdaki sonuçlar çıkarılmıştır:

a) Alaşım 1 için tüm numunelerde 5M ve $L1_0$ martensit fazlarına rastlanmıştır. Kristalografik bulgular incelendiğinde tüm numuneler için $B2 \rightarrow L1_0$ ve/veya $L2_1 \rightarrow L1_0$ martensitik dönüşümünün gerçekleştiği anlaşılmaktadır.

b) Düzlem yansımalarından alınan sonuçlar, daha sonraki bölümlerde ele alınan SEM ve metal mikroskobu görüntileri $L1_0$ martensit plakalarının habit düzleminin B2 fazının (110) yansıması üzerinden $L1_0$ (111) yansıması ile olduğunu göstermektedir. Martensit kristallerin aynı (111) düzlemi boyunca ikizlendiği anlaşılmaktadır.

c) 1B, 1F ve 1G numuneleri dışında diğer tüm numunelerde γ yüksek sıcaklık fazına rastlanmıştır. γ yüksek sıcaklık fazı sert ve kırılgan olan β austenit fazının aksine yumuşak ve sünekliği arttıran bir özelliğe sahiptir. γ yüksek sıcaklık fazı malzeme içerisinde varolduğu sürece β austenit fazını dengeleyici özelliğe sahiptir. Malzeme kompozisyonuna Co eklenmesi $\gamma$ yüksek sıcaklık fazının oluşumunu genel anlamda desteklemektedir.

d) 2H numunesi dışında tetragonal 5M ara martensit fazına hem Alaşım 1 de, hem de Alaşım 2 de rastlanmıştır.

e) Alaşım 1 için 1A, 1B, 1E, 1F, 1I ve 1K numunelerinde ve Alaşım 2 için 2A, 2D, 2E, 2F, 2G, 2H ve 2K numunelerinde düşük sıcaklık fazlarının etkisinin diğer numunelere göre daha yüksek olduğu ortaya çıkmıştır.

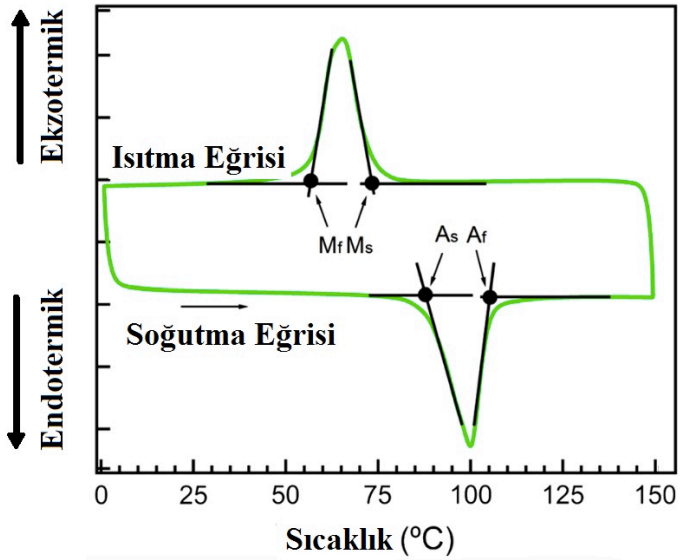
f) Alaşım 1 için 1C, 1D, 1G ve 1H nemunelerinde ve Alaşım 2 için 2B, 2C ve 2I numunelerinde yüksek sıcaklık fazlarının etkisinin diğer numunelere göre daha yüksek olduğu ortaya çıkmıştır.

Burada elde edilen X-ışını sonuçlarının, diğer araştırıcıların sonuçları ile uyum içinde olduğu gözlenmiştir.

### 4.2 İleri ve Ters Dönüşüm Sıcaklıkları İnceleme Sonuçları

Üzerinde çalışılan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ numunelerine ait $M_s$, $M_{max}$, $M_f$, $A_s$, $A_{max}$ ve $A_f$ değerlerinin belirlenmesi için DSC tekniği kullanıldı. Malzemelerin martensitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı ($M_s$), martensitik dönüşüm bitiş sıcaklığı ($M_f$), austenitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı ($A_s$), austenitik dönüşüm bitiş sıcaklığı ($A_f$) tespit edilmiştir. Şekil 4.23 üzerinde çalışılan numunelerin DSC tekniği ile elde edilen ileri ve ters dönüşüm eğrilerin teğetlerine çizilen doğruların kesişimlerinden elde edilen dönüşüm sıcaklık değerlerinin temsili gösterimini vermektedir. DSC eğrilerinden, martensit→austenit ters dönüşümünün endotermik, austenit→martensit ileri dönüşümünün ise ekzotermik bir reaksiyonla ortaya çıktığı görülmektedir. Austenit–martensit faz dönüşümünde, kristal yapının değişimi ile hacim değişikliği de gözlenir.

Çalışılan materyallerin termomanyetik davranışını ortaya koyan VSM (Vibrating Sample Magnetometer) aracılığıyla martensitik ve manyetik dönüşümlerin sıcaklıkları belirlenerek DSC sonuçlarıyla karşılaştırılmıştır. VSM malzemenin manyetik momentini emu (1 emu=$10^{-3}$A.m$^2$) olarak ölçmektedir ve hassasiyeti oldukça yüksektir ($10^{-5}$ emu) [167]. Düşük manyetik alan değeri, manyetik anizotropları arasındaki önemli fark nedeniyle austenit ve martensit fazının mıknatıslanması arasındaki en belirgin değişiklikleri ölçmeye izin verir [168-170].



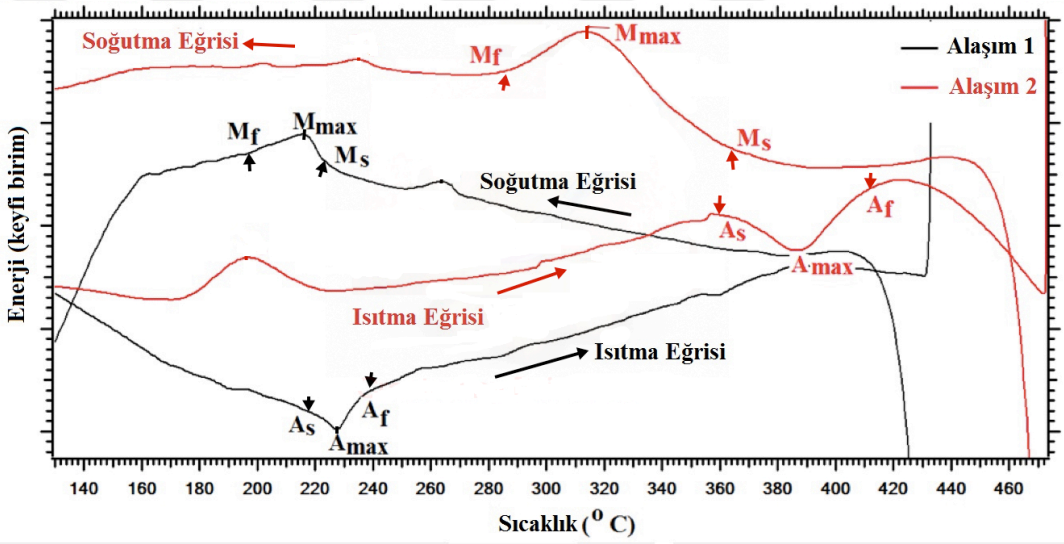

**Şekil 4.23.** DSC tekniğinde ileri ve ters dönüşüm eğrilerin teğetlerine çizilen doğruların kesişimlerinden elde edilen dönüşüm sıcaklık değerlerinin temsili gösterimi [168].

Austenit kristal yapı, $T_0$ sıcaklığında martensit fazına ait kristal yapı ile termodinamik dengededir. $T_0$ termodinamik denge sıcaklığı,

$$T_0 = A_S + M_S/2 \tag{4.4}$$

eşitliği kullanarak hesaplanabilir [96, 97, 171, 172]. Kristal yapı bu sıcaklıktan hızla soğutulursa kritik bir $M_s$ sıcaklığından sonra, austenit kristal yapı içerisinde martensit yapı oluşmaya başlar. Bu $M_s$ sıcaklığına martensit başlama sıcaklığı denir ve değişik alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. ($T_0$–$M_s$) sıcaklık farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjinin ve dolayısıyla dönüşüm için gerekli sürücü kuvvetin bir ölçüsüdür. Bu anda dışarıdan uygulanacak bir mekanik etki ile $M_s$ sıcaklığı $T_0$ sıcaklığının çok altına düşmeden dönüşüm başlayabilir. Dışarıdan uygulanan bu mekanik etki $M_s$ sıcaklığını artırdığı gibi dönüşen hacim miktarını da artırır [171, 172]. $M_s$ sıcaklığında başlayan martensitik dönüşüm belli bir sıcaklık aralığında devam eder ve durur. Dönüşümün bittiği bu sıcaklığa martensit bitiş sıcaklığı ($M_f$) denir. Martensit faz dönüşümünü gerçekleştirmiş malzeme ısıtılınca tekrar ana faz olan austenit yapıya dönüşür. Ters dönüşüm de martensitik dönüşümde olduğu gibi belli bir sıcaklıkta başlayıp belli bir aralıkta devam ettikten sonra tamamlanır. Bu sıcaklık değerleride austenit başlama ($A_s$) ve austenit bitiş ($A_f$) sıcaklıkları olarak adlandırılır [171].

Şekil 4.24, doğrudan dökümden alınan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numuneleri için elde edilmiş ısıtma ve soğutma DSC eğrilerini gösterir. DSC ölçümlerine göre, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının 1A döküm numunesine ait martensitik dönüşümün $M_s$ ve $M_f$ başlangıç ve bitiş sıcaklıkları sırasıyla 224.9 °C ve 194.2 °C ve austenit fazına ait dönüşümün $A_s$ ve $A_f$ başlangıç ve bitiş sıcaklıklarının sırasıyla 217.9 °C ve 239.9 °C olduğu belirlenmiştir. Soğutma esnasında ekzotermik zirve öncesinde meydana gelmiş olan λ tipi omuz [88], sistemde hakim olan austenit fazının stabilizasyonu ile ilişkilidir. 1A numunesi için tüm ısıtma ve soğutma dönüşüm sıcaklıkları $A_s$, $A_{max}$, $A_f$, $M_s$, $M_{max}$, ve $M_f$ entalpi değerleri Çizelge 4.31'de verilmiştir. $|A_m-M_m|$ sıcaklık farkı, $T_0$ ve $|T_0-M_s|$ değerleri hesaplanmış ve Çizelge 4.32'de verilmiştir.




**Şekil 4.24.** 1A ve 2A numunelerinin 5 $^0$C/dak. hızında ısıtma ve soğutma DSC eğrileri.

$Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2A döküm numunesine ait martensitik dönüşümün $M_s$ ve $M_f$ başlangıç ve bitiş sıcaklıkları sırasıyla 364.6 °C ve 282.1 °C ve austenit fazına ait dönüşümün $A_s$ ve $A_f$ başlangıç ve bitiş sıcaklıklarının sırasıyla 362.5 °C ve 411.3 °C olduğu belirlenmiştir (Şekil 4. 24). Isıtma esnasında endotermik zirve öncesinde meydana gelmiş olan λ tipi omuz, sistemde hakim olan martensit fazının yeniden düzenlenmesi ile ilişkilidir [88]. $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının aksine $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımı için λ tipi omuz zirve öncesinde değil, zirve sonrasında meydana gelmiştir. Bu durum $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımında yeniden düzenlenmenin austenit fazında değil, martensit fazının oluşumu tamamlandıktan sonra gerçekleştiğini düşündürmektedir.

2A numunesi için tüm ısıtma ve soğutma dönüşüm sıcaklıkları $A_s$, $A_{max}$, $A_f$, $M_s$, $M_{max}$, ve $M_f$ değerleri Çizelge 4.31'de verilmiştir. $|A_m-M_m|$ sıcaklık farkı ve $|T_0-M_s|$ değerleri hesaplanmış ve Çizelge 4.32'de verilmiştir.

**Çizelge 4.31.** 1A ve 1B numuneleri için elde edilmiş olan austenit ve martensit dönüşüm sıcaklıkları.

| | **$A_s$ (°C)** | **$A_{max}$ (°C)** | **$A_f$ (°C)** | **$M_s$ (°C)** | **$M_{max}$ (°C)** | **$M_f$ (°C)** |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Alaşım 1A** | 217.9 | 227.9 | 239.9 | 224.9 | 215.9 | 194.2 |
| **Alaşım 1B** | 191.0 | ~204.0 | 217.0 | - | - | - |
| **Alaşım 2A** | 362.5 | 387.8 | 411.3 | 364.6 | 312.9 | 282.1 |

**Çizelge 4.32.** 1A ve 1B numuneleri için elde edilmiş olan $|A_m - M_m|$ sıcaklık farkı, $T_0$ ve $|T_0 - M_s|$ değerleri.

| | **$\|A_{max}-M_{max}\|$ (°C)** | **$T_0$ (°C)** | **$\|T_0 - M_s\|$ (°C)** |
|---|---|---|---|
| **Alaşım 1A** | 12.00 | 221.40 | 3.50 |
| **Alaşım 2A** | 84.90 | 363.55 | 1.05 |

Çizelge 4.33'de verilmiş olan $S_s^{M\to A}$, $S_{max}^{M\to A}$, $S_f^{M\to A}$, $S_s^{A\to M}$, $S_{max}^{A\to M}$ ve $S_f^{A\to M}$ ifadeleri sırasıyla martensit fazdan austenit faza geçişte stabilizasyon başlangıç, maksimum ve bitiş ve austenit fazdan martensit faza geçişte stabilizasyon başlangıç, maksimum ve bitiş sıcaklıklarını temsil eder.

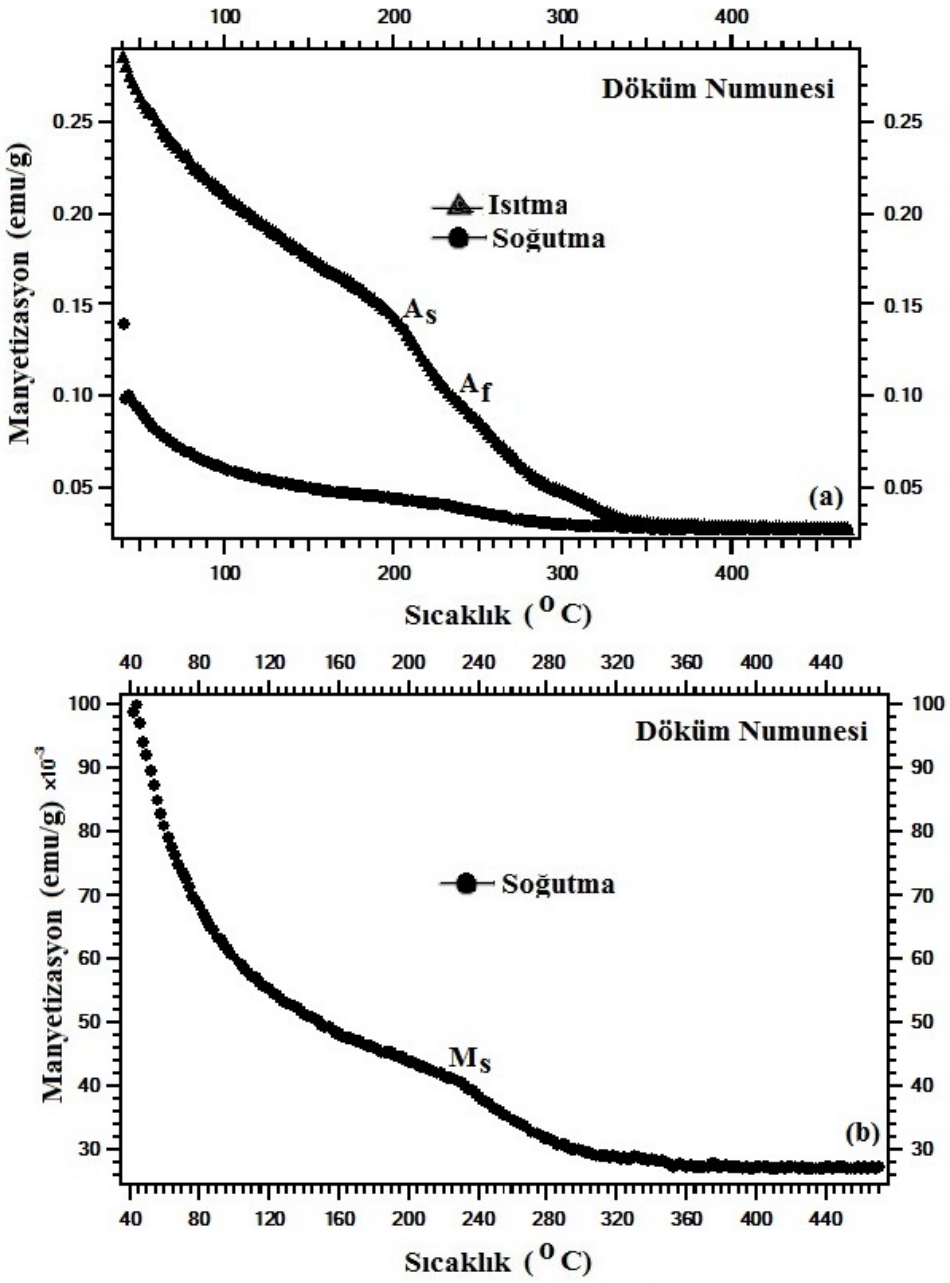
**Çizelge 4.33.** 1A ve 1B numuneleri için faz stabilizasyon sıcaklıkları.

| | $S_s^{M\to A}$ | $S_{max}^{M\to A}$ | $S_f^{M\to A}$ | $S_s^{A\to M}$ | $S_{max}^{A\to M}$ | $S_f^{A\to M}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Alaşım 1A** | - | - | - | 270.1 | 263.8 | 250.2 |
| **Alaşım 2A** | 174.1 | 196.5 | 222.1 | 246.2 | 234.6 | 220.8 |

Şekil 4.25, doğrudan dökümden alınmış Co içermeyen 69 mg kütleye sahip Şekil Hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (%at.) alaşımı için döküm sonrası M (T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını (termomagnetik eğrileri) göstermektedir. 1A numunesi için Şekil 4.25'de soğutma eğrisinden dönüşüm sıcaklığı net anlaşılamamaktadır. Ölçüm alınan sıcaklık aralığında numunelerin hem

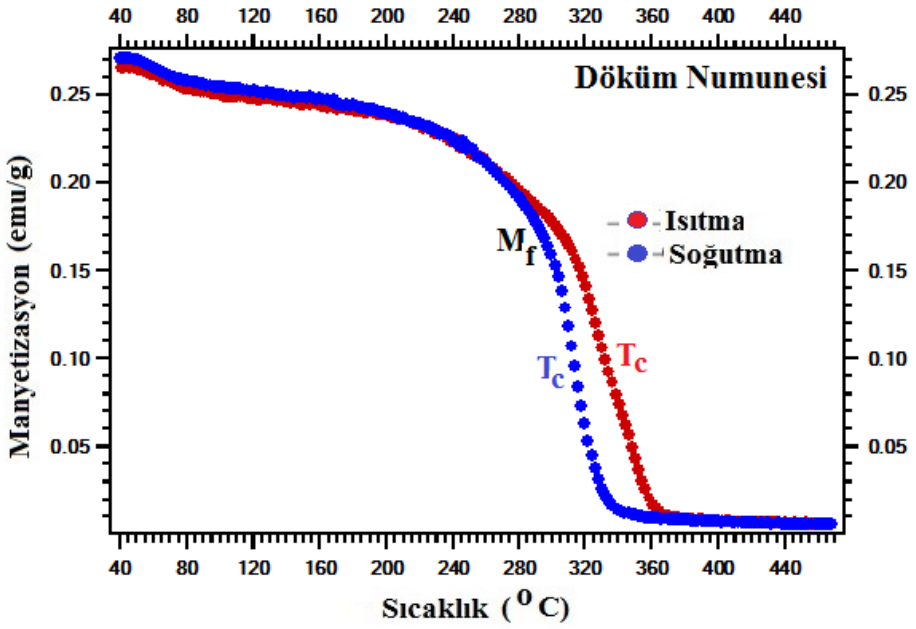
martensitik hem de manyetik geçişler gösterdiği anlaşılmaktadır. VSM ölçümlerine ait ısıtma ve soğutma eğrilerinde meydana gelmiş olan eğim farklılıkları DSC ölçümlerinden alınmış olan austenit ve martensit fazlara ait dönüşüm sıcaklıklarının bulunduğu bölgelere yakındır. VSM sonuçlarına göre doğrudan dökümden alınmış numune için, martensitik faz dönüşüm sıcaklığı $M_s$ değeri ~226.4 °C olarak ve ısıtma eğrisinden anlaşılacağı gibi austenit faza ait $A_s$ ve $A_f$ dönüşüm sıcaklıkları ise sırasıyla, ~206 °C ve ~238 °C olarak tespit edilmiştir.

2A numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.26 da gösterilmiştir. Şekil 4.26, 35.2 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 2A numunesi için Curie sıcaklığı değerleri tespit edildi. Isıtma eğrisi çizdirilirken ▲ şekli kullanıldığında $T_C^{M\rightarrow A}$ değeri tespit edilemediğinden, ▲ şekli yerine içi dolu kırmızı daire işareti kullanılmıştır. 2A numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 315.9°C ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 329.0°C olarak tespit edilmiştir. 2A numunesi için DSC eğrisinden elde edilen $A_{max.}$ ve $M_{max.}$ değerleri ve VSM eğrisinden de elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ ve $T_C^{A\rightarrow M}$ değeri kullanıldığı durumda $T_C^{M\rightarrow A}$ -$A_{max.}$ ve $T_C^{A\rightarrow M}$ -$M_{max.}$ farkı sırasıyla yaklaşık -72.0 °C ve 16.1 °C olarak elde edilir. Dönüşüm entropisine manyetik katkının rolü, ölçülen ΔS (entropi) değerlerinin, normalleştirilmiş sıcaklık farkı olan $\delta=(T_C-T_m)/T_C$ değerine olan bağımlılığından anlaşılır [88]. Soğutma eğrisinden 2A numunesine ait $\delta_M$ değeri 0.048 ve ısıtma eğrisinden $\delta_A$ değeri 0.227 olarak bulunmuştur.




**Şekil 4.25.** 1A numunesinin a) ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri b) soğutma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi.

$T_C^{A\rightarrow M}$-$M_{max.}$ farkı ne kadar yüksek olursa, entropi değişikliği o kadar düşüktür. Isıl işlemler sonucunda meydana gelen faz dönüşümüne ait reaksiyon entropisinin değişimi, atomların uzun menzil düzeninin (Long Range Order) alaşım manyetizması üzerindeki etkisinin bir sonucu olarak $\Delta S_{mag}$ katkısının değişiminden kaynaklanır [88, 173].




**Şekil 4.26.** 2A numunesinin ısıtma ve soğutma M(T) magnetizasyon eğrileri.

Dönüşüm entropisine manyetik katkının rolü, ölçülen ΔS değerlerinin, normalleştirilmiş sıcaklık farkı olan $\delta_A=(T_C-T_m)/T_C$ değerine olan bağımlılığından anlaşılır. Bu davranış, yakın zamanda Ni-Mn bazlı alaşımlardaki toplam entropi değişikliğine manyetik katkının değişimini tanımlamak için önerilen bir Bragg-Williams yaklaşımına dayanan modele uygundur [34]. Benzer bir davranış Ni-Fe-Ga ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlarda da görülmektedir [35]. Eğimde belirgin bir değişikliğin olmaması, Ni-Mn-In-Co alaşımındaki martensitin paramanyetik doğasından kaynaklanıyor gibi görünmektedir [174]. Ayrıca, Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin doğrudan dökümden alınmış numuneleri için, aşağıdaki gibi belirlenen martensitik dönüşüm sıcaklığını ($T_M$) değeri [174]:

$$T_M = \frac{\frac{M_S+M_f}{2}+\frac{A_S+A_f}{2}}{2} \tag{4.5}$$

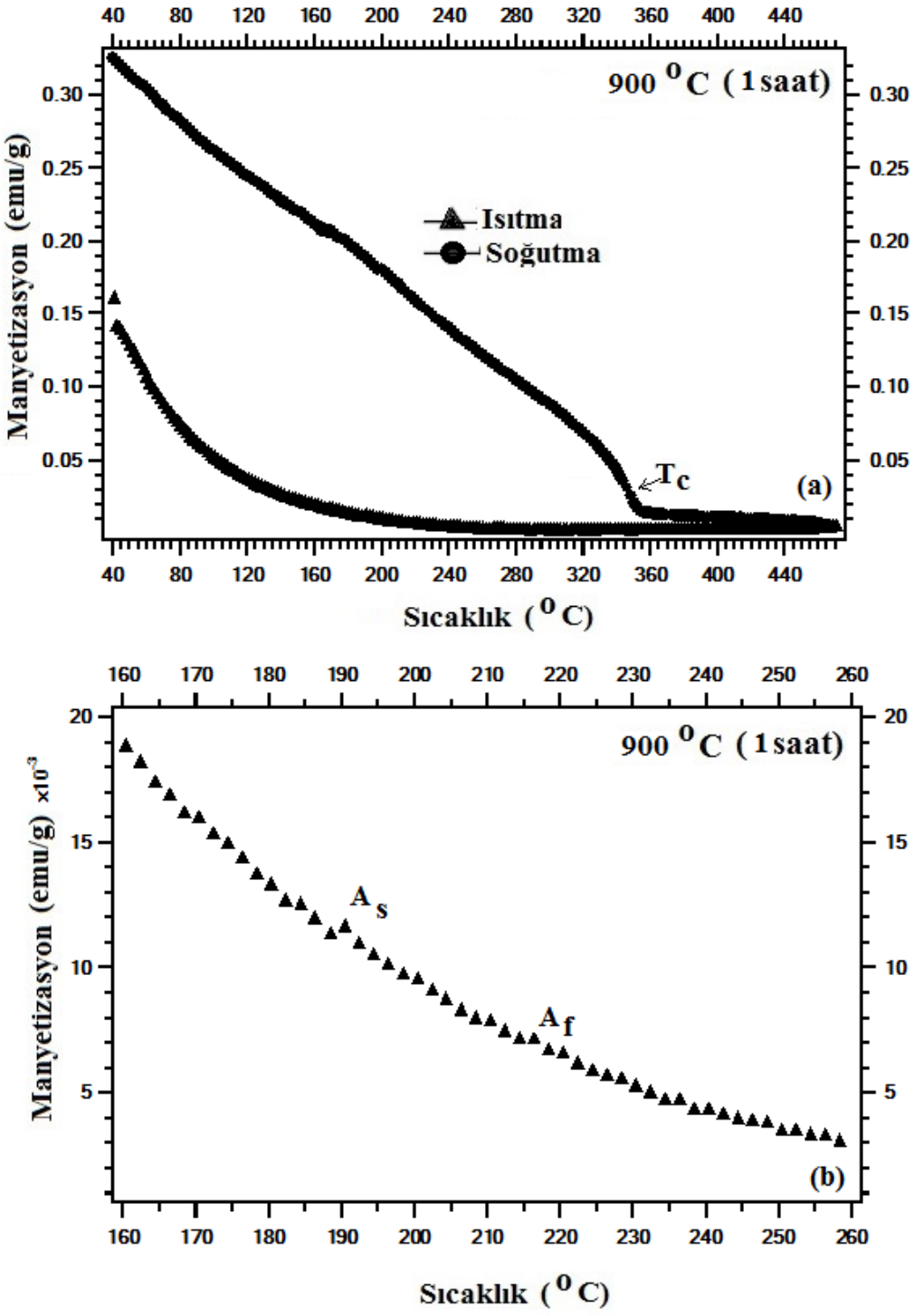
hem martensitik hem de austenitik geçiş sıcaklıklarını ve ileri ve geri faz geçişi ($\Delta T_H$) arasındaki termal histerezis değeri [174]:

$$\Delta T_H = \frac{A_s+A_f}{2} - \frac{M_s+M_f}{2} \quad (4.6)$$

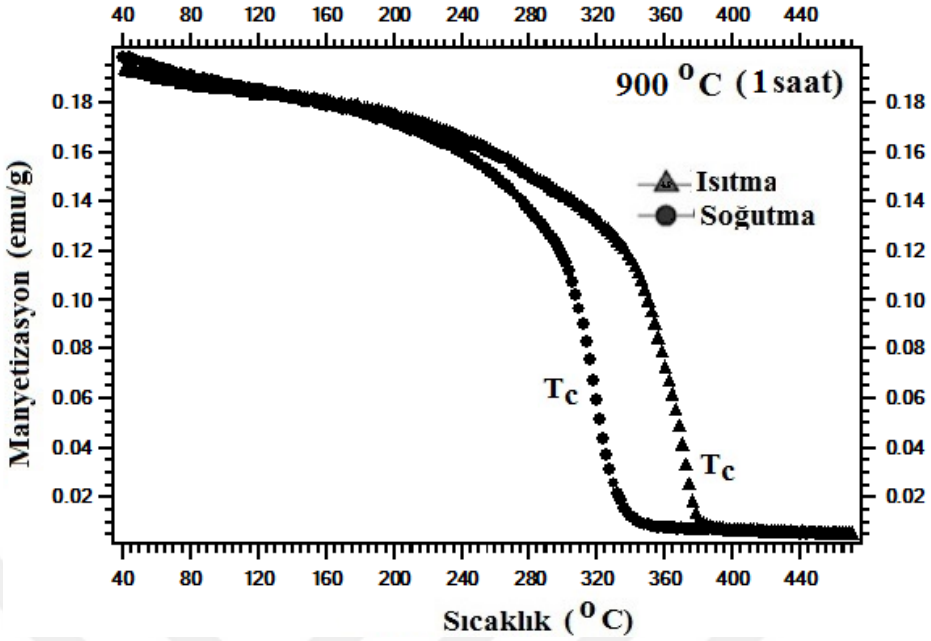
eşitlikleri ile belirlenmiştir. Doğrudan üretim sonrasında $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımı için ısıl histeresizi ($\Delta T_H$) 19.35 °C değerindeyken, doğrudan üretim sonrasında $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımı için ısıl histeresizi ($\Delta T_H$) 63.55 °C değerinde olduğu hesaplanmıştır. Doğrudan üretim sonrasında $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımı için $T_M$ değerinin 219.225 °C değerindeyken, doğrudan üretim sonrasında $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (at. %) alaşımı için $T_M$ değerinin 355.125 °C değerinde olduğu bulunmuştur.

Şekil 4.27, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımı için 900 °C de 1 saat homojenizasyona tabi tutulmuş 26.7 mg kütleye sahip 1B numunesinin ısıtma ve soğutma termomagnetik eğrilerini göstermektedir. Şekil 4.27'de martensit fazın Curie sıcaklığı ($T_C^{A\rightarrow M}$) mıknatıslanma eğrisi üzerinde tespit edilmiştir. Bu ölçüm sonucunda sistemin soğutma işlemi için 343.5 °C civarında Curie sıcaklığına sahip olduğu ve manyetik momentlerinde yeniden bir düzenlenme olduğu gözlenmiştir. Mıknatıslanmanın sıcaklığa göre türevi, geçiş sıcaklığında minimum vereceğinden, manyetik geçiş sıcaklığı ($T_C$, Curie sıcaklığı) dM/dT grafiği çizilerek bulunur. 1B numunesi için VSM ısıtma eğrisi Şekil 4.27 b de $A_s$ ve $A_f$ dönüşüm sıcaklıklarını daha net tespit edebilmek için Şekil 4.27 a dan ayrı olarak tekrar verilmiştir. $A_s$ ve $A_f$ dönüşüm sıcaklıkları sırasıyla ≈191 °C ve ≈217 °C olarak tespit edilmiştir. $A_{max}$ sıcaklık değerininde $A_s$ ve $A_f$ dönüşüm sıcaklıklarının ortalaması olan yaklaşık 204 °C olduğu söylenebilir. 1B numunesine ait VSM eğrisinden elde edilmiş olan austenit faz dönüşüm sıcaklığına ait değerler Çizelge 4.31'de verilmiştir.

2B numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.28'de gösterilmiştir. Şekil 4.28, 26.7 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 2B numunesi için Curie sıcaklığı değeri tespit edilmiştir. 2B numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 369 °C ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 319 °C olarak tespit edilmiştir (Çizelge 4. 35).



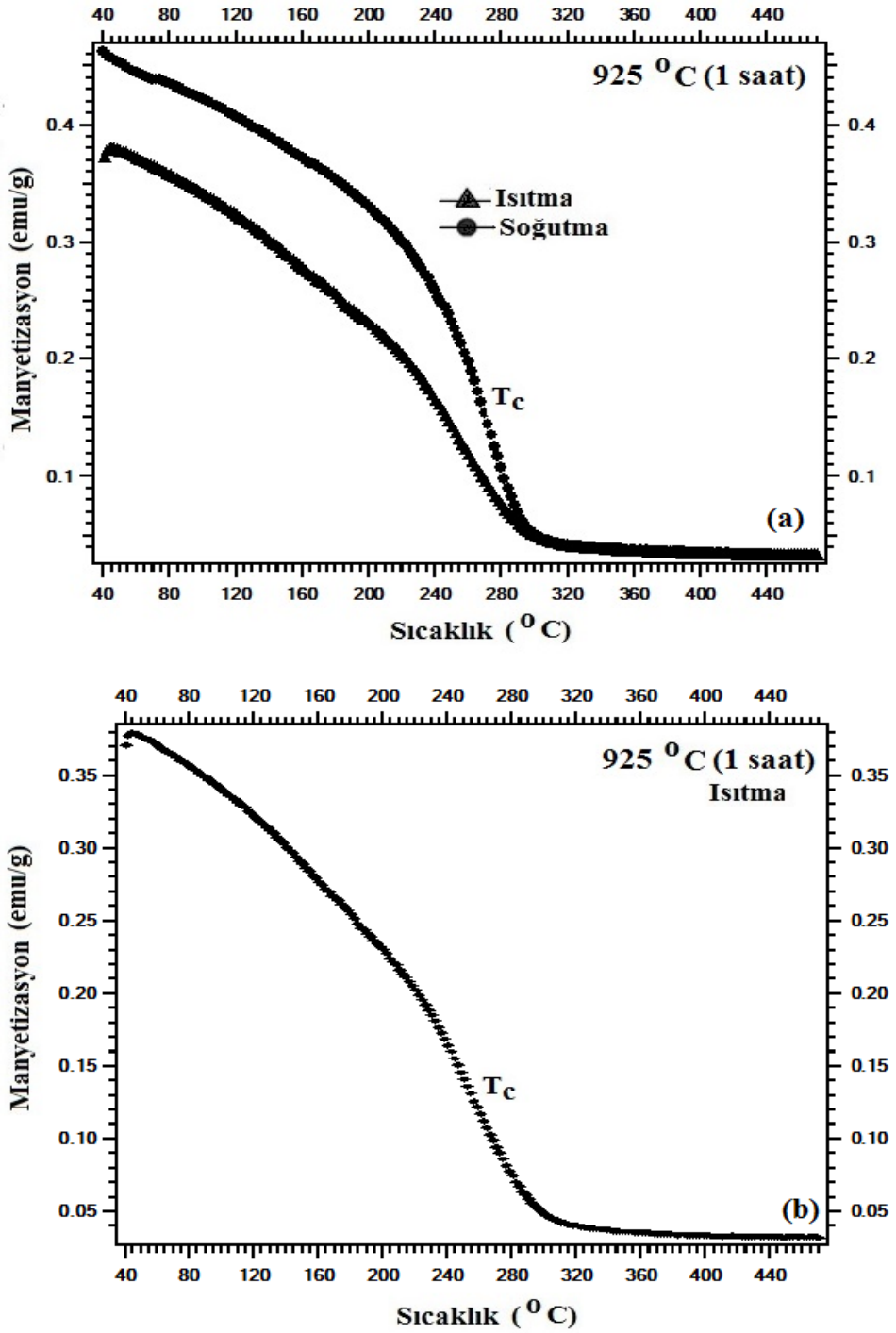

**Şekil 4.27.** 1B numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri b) ısıtma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi.



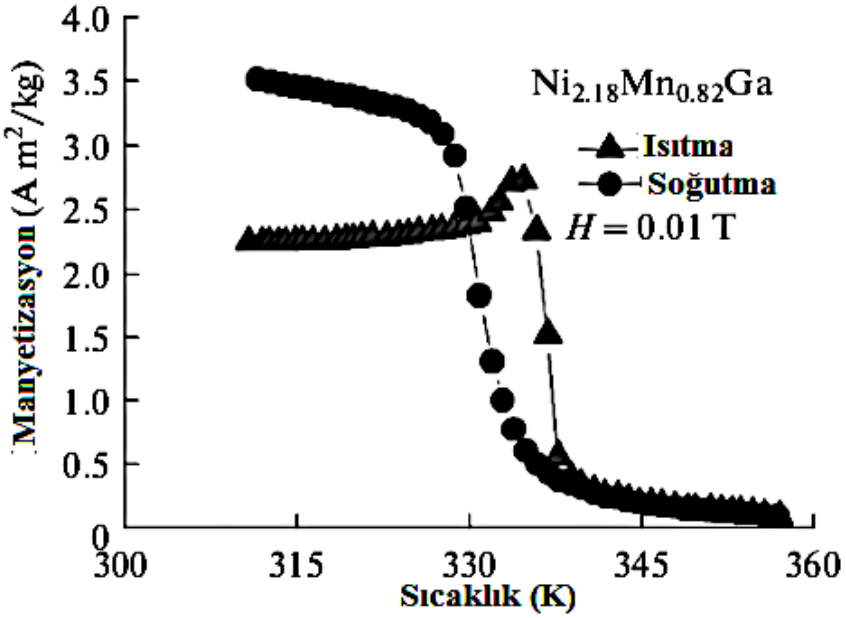

**Şekil 4.28.** 2B numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

Şekil 4.29, 250 Oe manyetik alanındaki şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımın 42.3 mg kütleye sahip 1C numunesi için M (T) eğrilerini göstermektedir. 1C numunesin soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı, yaklaşık 270°C ye karşılık gelirken, ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı, yaklaşık 253°C olarak tespit edilmiştir.

Şekil 4.30'da H=0.01 T manyetik alanda $Ni_{2.18}Mn_{0.82}Ga$ alaşımının mıknatıslanmasının sıcaklık bağımlılıkları [27], Şekil 4.31'daki $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımının 2C numunesine ait VSM mıknatıslanma eğrileri ile karşılaştırmak için verilmiştir. Şekil 4.30'da, dairesel ve üçgen sembollerle çizilen çizgiler, sırasıyla soğutma ve ısıtmaya karşılık gelir. Şekil 4.31, 19 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 2C numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 2C numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 290°C ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 321.8 °C olarak tespit edilmiştir.



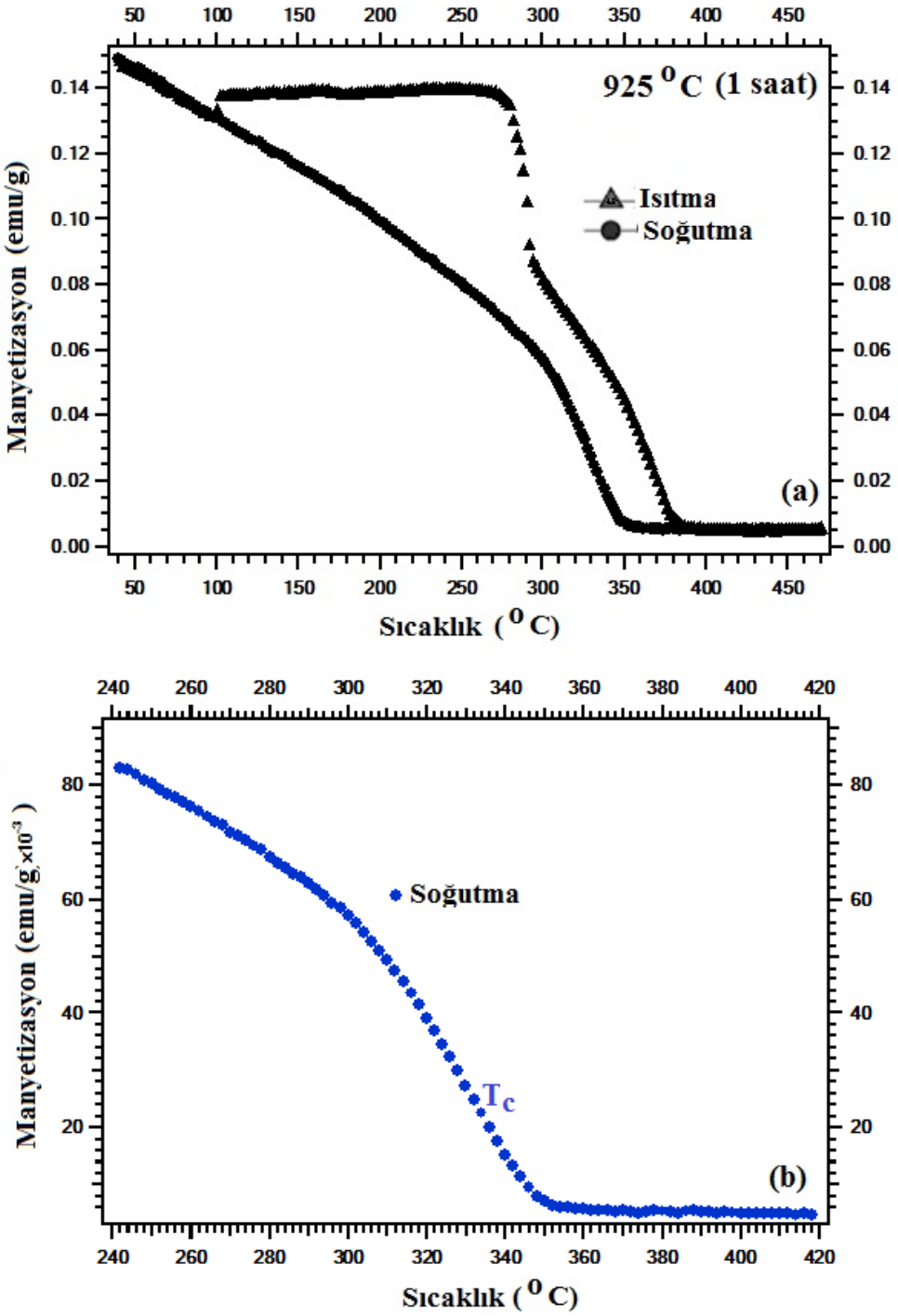

**Şekil 4.29.** 1C numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri b) ısıtma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi.



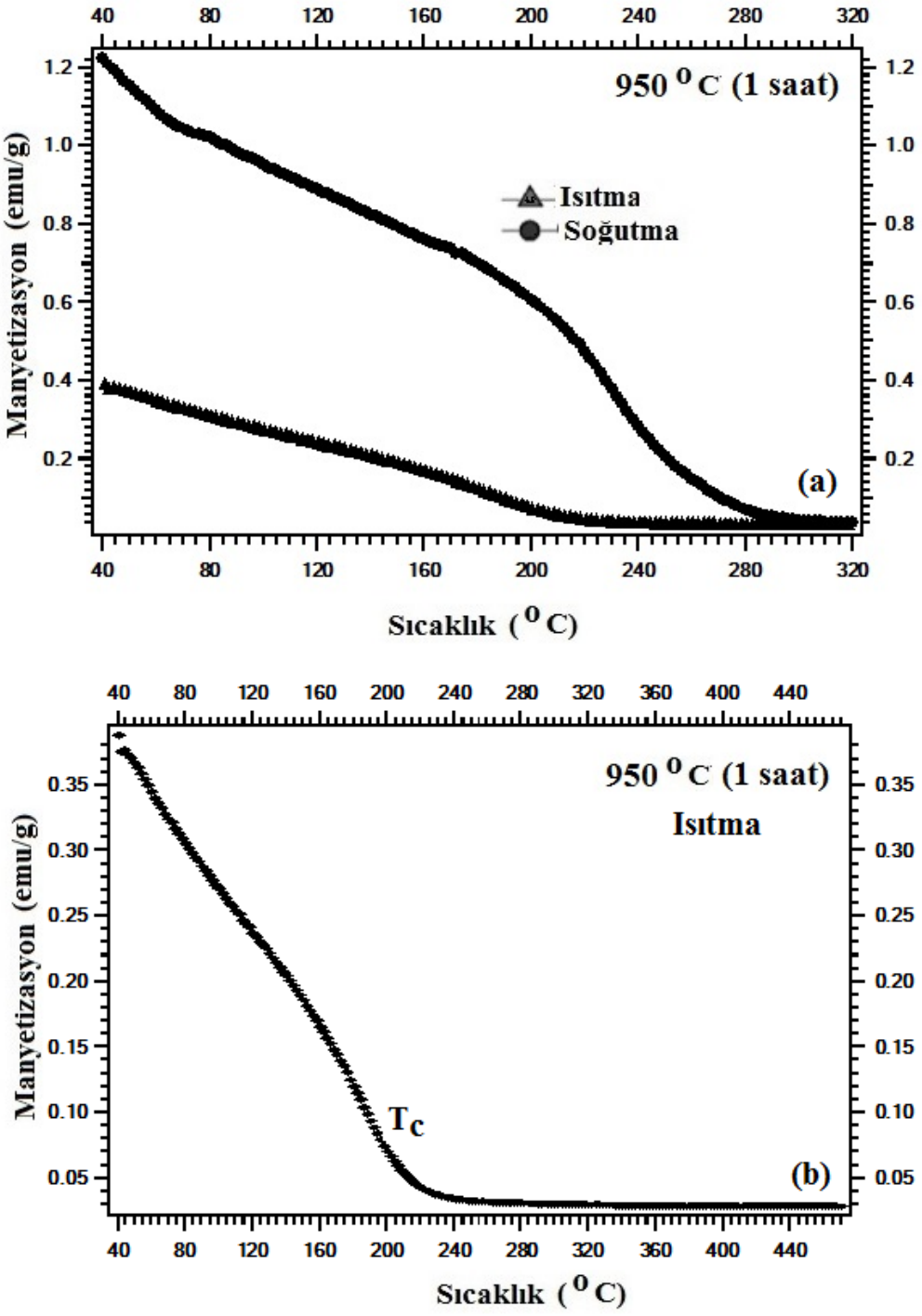

**Şekil 4.30.** $Ni_{2.18}Mn_{0.82}Ga$ alaşımının mıknatıslanmasının sıcaklık bağımlılıkları [27].

Şekil 4.32, 250 Oe manyetik alanındaki şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımın 124 mg kütleye sahip 1D numunesi için M (T) eğrilerini göstermektedir. 1D numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 181 °C olarak tespit edilmiştir.

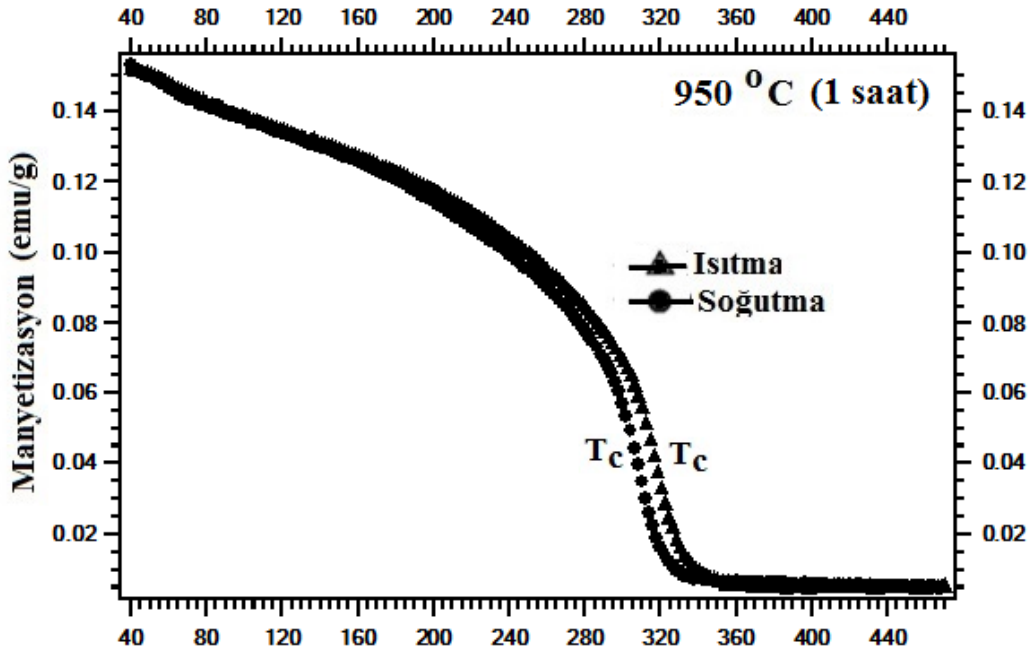
2D numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.33'de gösterilmiştir. Şekil 4.33, 23.8 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 2D numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 2D numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 319 °C'ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 311°C olarak tespit edilmiştir.




**Şekil 4.31.** 2C numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri b) soğutma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi.




**Şekil 4.32.** 1D numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri b) ısıtma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi.

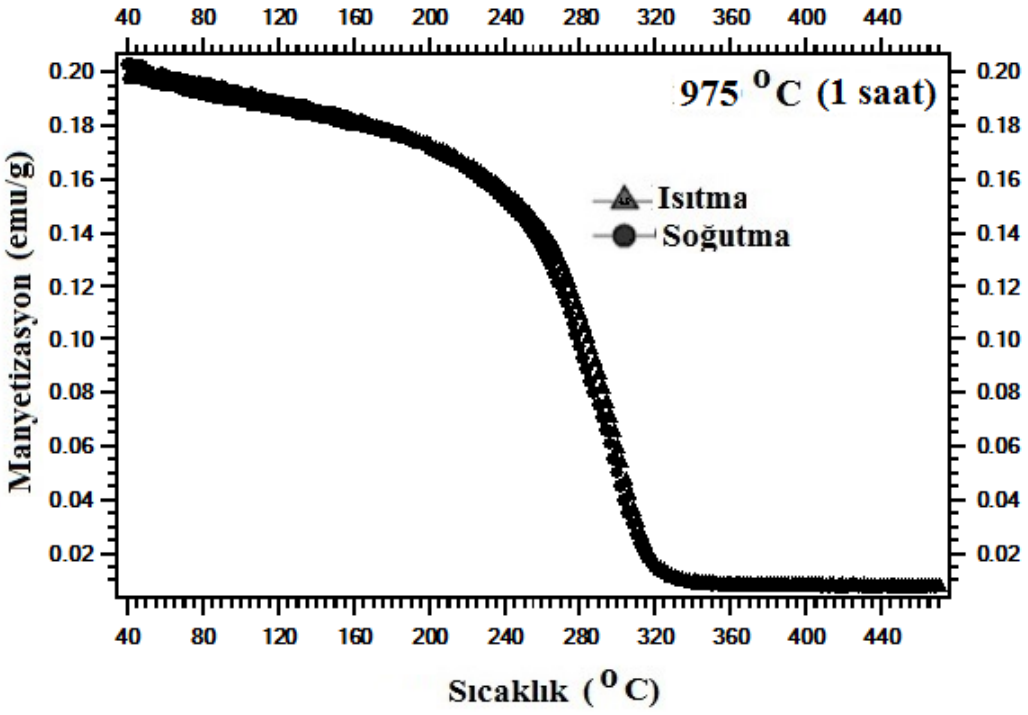



**Şekil 4.33.** 2D numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

2E numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.34'de gösterilmiştir. Şekil 4.34 sağlıklı bir görünüm sağlamadığından her iki eğri Şekil 4.35'de ayrı ayrı verilmiştir. Şekil 4.34, 27.1 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 2E numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 2E numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 301 °C ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 295.9 °C olarak tespit edilmiştir.

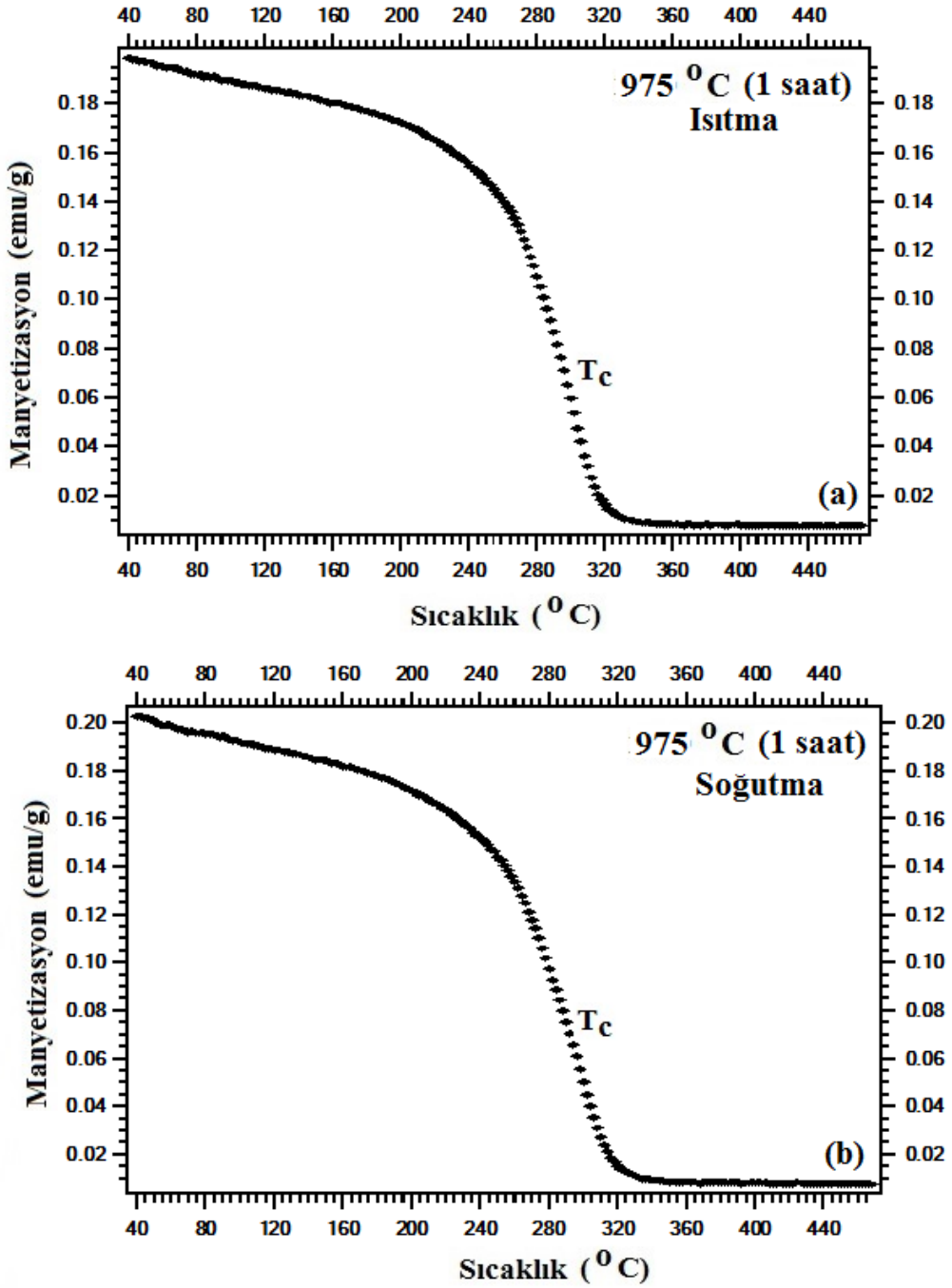
1F numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.36'da gösterilmiştir. Eğrilerin bir arada sunumu bu numune için sonuçların görülmesi açısından belirgin olmadığından eğriler ayrı ayrı Şekil 4.37 (a) ve Şekil 4.37 (b) de tekrar verilmiştir. Şekil 4.37, Co içermeyen 31.2 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu ısıtma ve soğutma VSM eğrilerinden 1F numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 1F numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı

yaklaşık 335°C'ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 342°C olarak tespit edilmiştir.

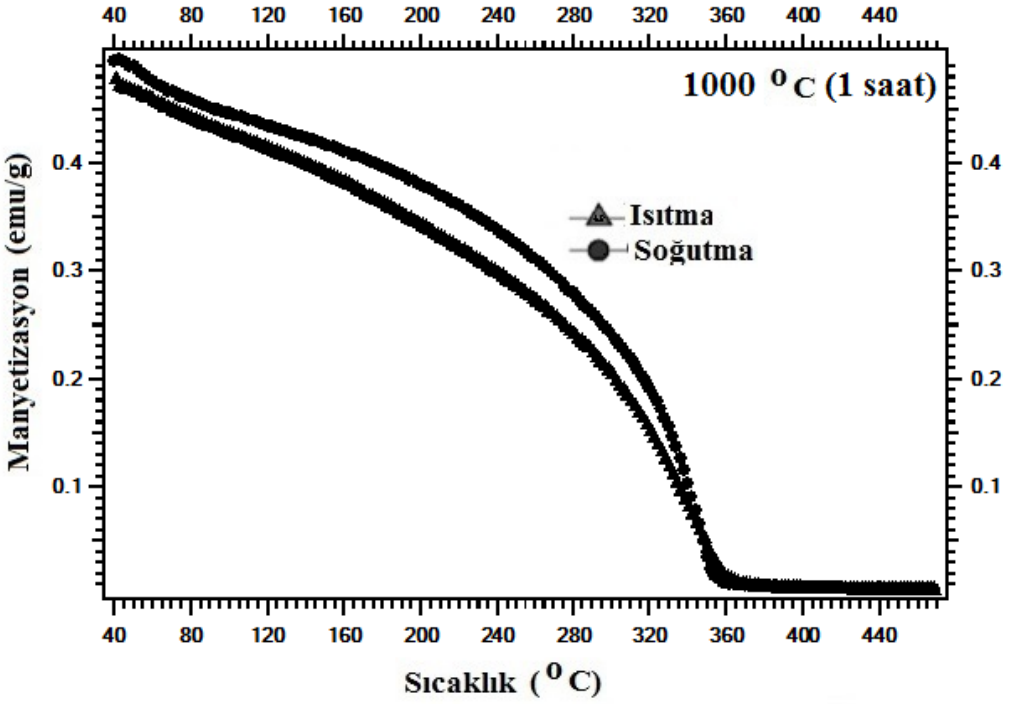



**Şekil 4.34.** 2E numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

2F numunesine ait Şekil 4.37'de verilen eğriler birbirine çok yakın olduğundan, ısıtma ve soğutma eğrileri Şekil 4.38 (a) ve Şekil 4.38 (b) de ayrı ayrı tekrar verilmiştir. Şekil 25.69 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM eğrilerinden 2F numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 2F numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 269 °C ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 270 °C olarak tespit edilmiştir.




**Şekil 4.35.** 2E numunesinin ısıtma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri ve b) soğutma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi.




**Şekil 4.36.** 1F numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerine uygulanan ısıtma ve soğutma programı için M (T) eğrilerine dayanarak, yapısal ve manyetik dönüşüm sıcaklıkları belirlendi. Çizelge 4.34 ve Çizelge 4.35 sırasıyla $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımı ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımı için VSM eğrilerinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ ve $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklık değerlerini vermektedir.

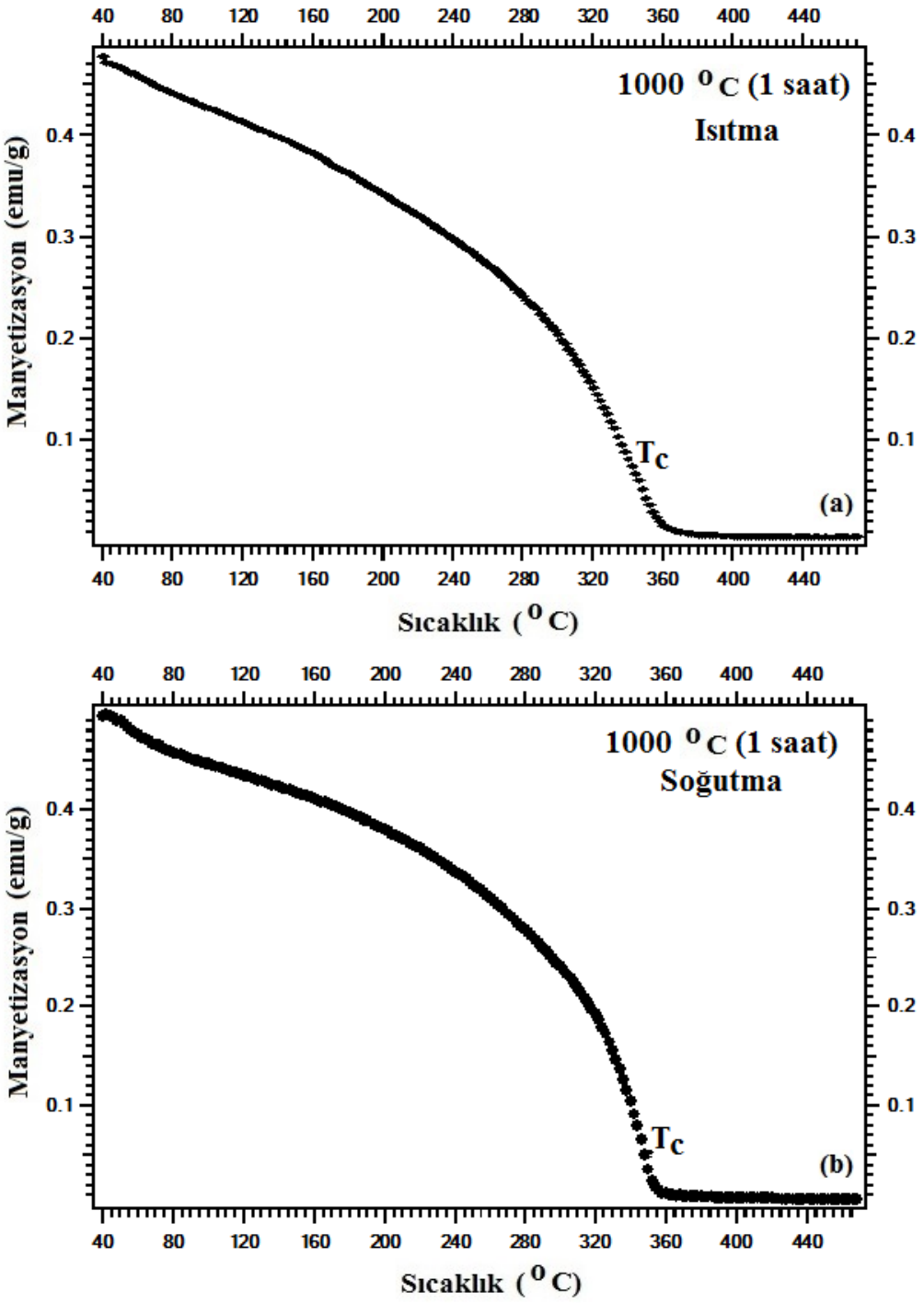
**Çizelge 4.34.** Homojenizasyon sıcaklığı değiştirilen Alaşım 1 numunelerine uygulanan ısıtma ve soğutma programı için elde edilen Curie sıcaklık değerleri.

| Numune | 1A | 900°C | 925°C | 950°C | 975°C | 1000°C |
|---|---|---|---|---|---|---|
| $T_C^{M\rightarrow A}$ | - | - | ~253.0 | ~181.0 | - | ~335.0 |
| $T_C^{A\rightarrow M}$ | - | ~343.5 | ~270.0 | - | - | ~342.0 |

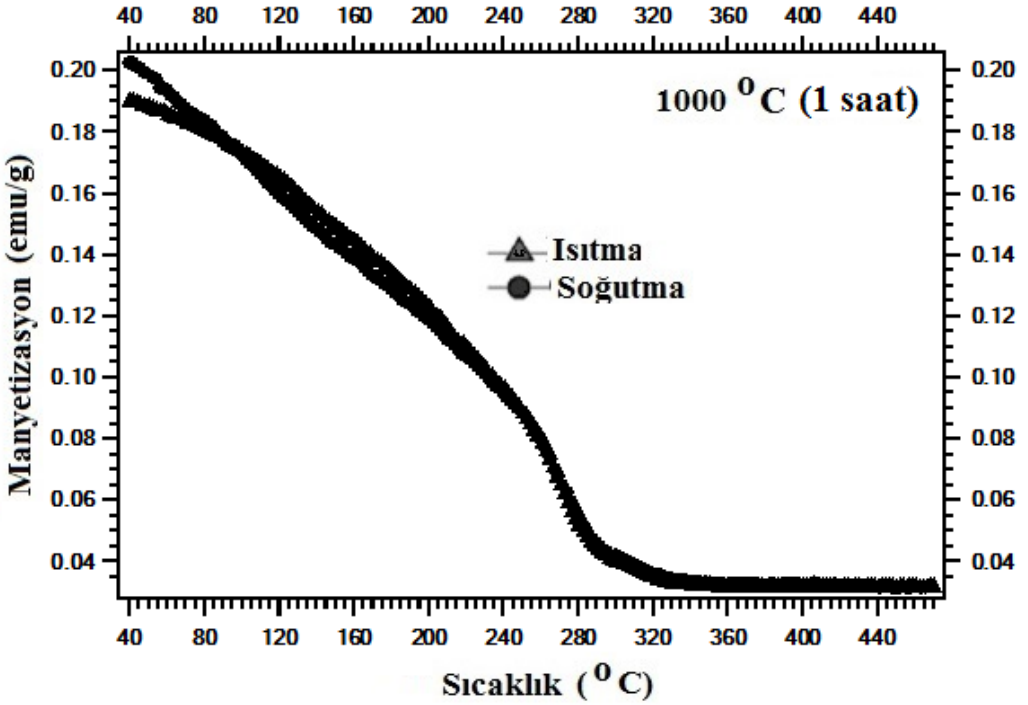
**Çizelge 4.35.** Homojenizasyon sıcaklığı değiştirilen Alaşım 2 numunelerine uygulanan ısıtma ve soğutma programı için elde edilen Curie sıcaklık değerleri.

| Numune | 2A | 900°C | 925°C | 950°C | 975°C | 1000°C |
|---|---|---|---|---|---|---|
| $T_C^{M\to A}$ | 315.9 | 369.9 | ~290.0 | ~319.0 | 301.0 | ~269.0 |
| $T_C^{A\to M}$ | 329.0 | ~319.0 | ~321.8 | 311.0 | 295.9 | ~370.0 |

Çizelge 4.34 ve Çizelge 4.35'de görüldüğü üzere magnetik geçiş sıcaklıkları uygulanan homojenizasyon işleminden sonra monoton olmayan bir davranış sergilemektedir. H = 0.01 T manyetik alanda $Ni_{50}Mn_{37}Sb_{13}$ (Şekil 4.40 (a)) ve H = 0.005 T manyetik alanda $Ni_{50}Mn_{27}Sb_{23}$ (Şekil 4.40 (b)) alaşımlarının mıknatıslanmasının soğutma üzerine sıcaklık bağımlılıkları [10], Şekil 4. 41 (b)'deki Co içermeyen 22.3 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımının 1G numunesine ait VSM mıknatıslanma eğrileri (ısıtma ve soğutma) ile karşılaştırmak için verilmiştir. 1G numunesinde 250 Oe manyetik alanındaki M(T) ısıtma eğrisinde diğer numunelerde rastlanmayan bir durum söz konusudur. Bu durum Şekil 4.41'de net bir şekilde görülmektedir. 1G numunesinde artan sıcaklıkla, Curie noktası $T_C$ sıcaklığında martensit fazda bir bozukluktan düzenli bir duruma manyetik bir faz geçişi meydana gelir; daha sonra, yapısal geçiş $T_m$ sıcaklığında, manyetizasyonda sıçrama benzeri bir artış gözlenir. Zayıf bir manyetik alanda belirgin bir şekilde görülen mıknatıslanma sıçraması, güçlü bir manyetik alanın açılması üzerine kaybolur. Şekilden anlaşılacağı üzere, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımındaki manyetizasyonun düşük alan davranışı martensitik fazdaki manyetokristalin anizotropinin güçlü etkisi ile açıklanabilir [27]. Soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\to M}$ sıcaklığı yaklaşık 348 °C olarak tespit edilmiştir.



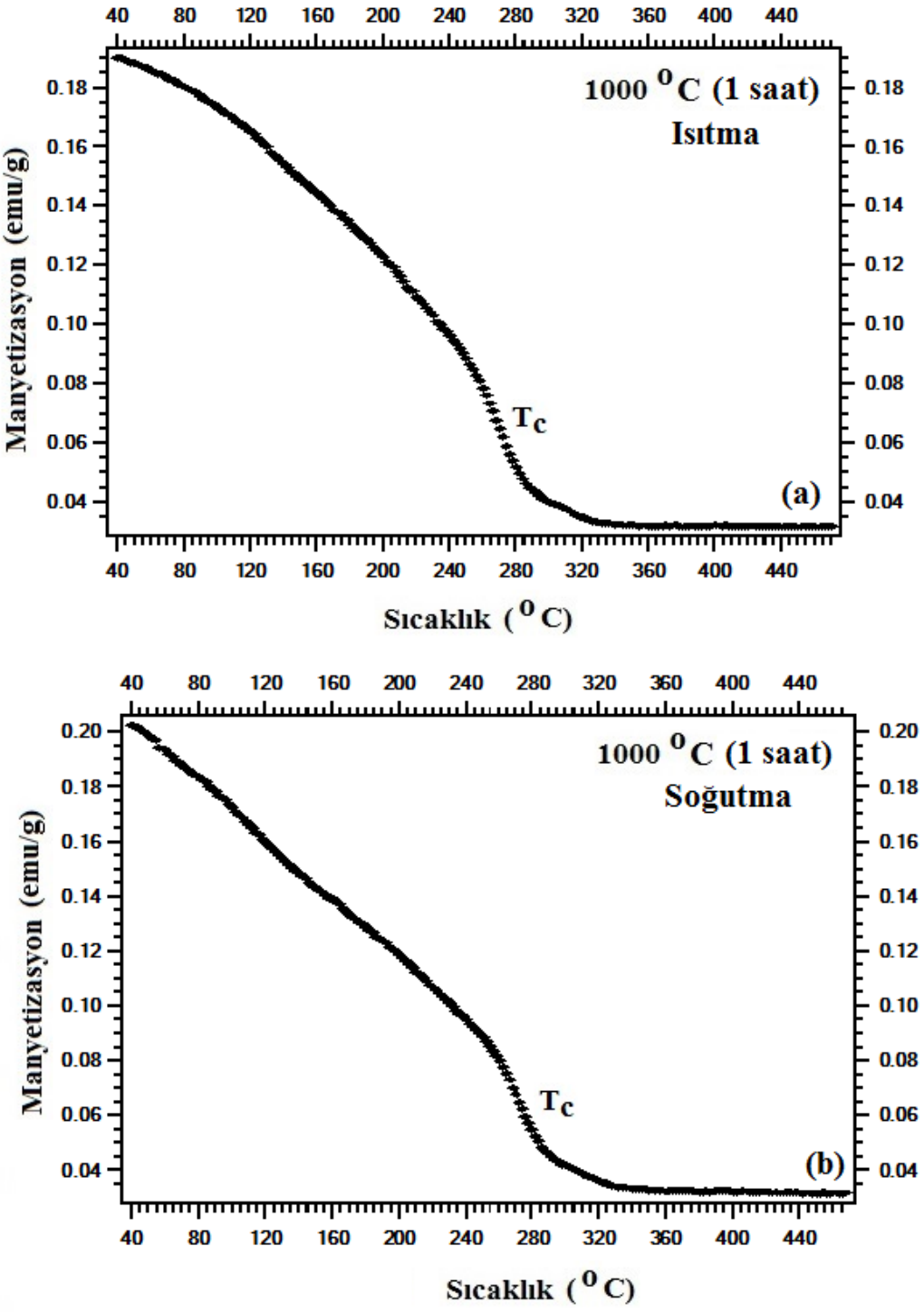

**Şekil 4.37.** 1F numunesinin ısıtma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri ve b) soğutma işleminin fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrisi.



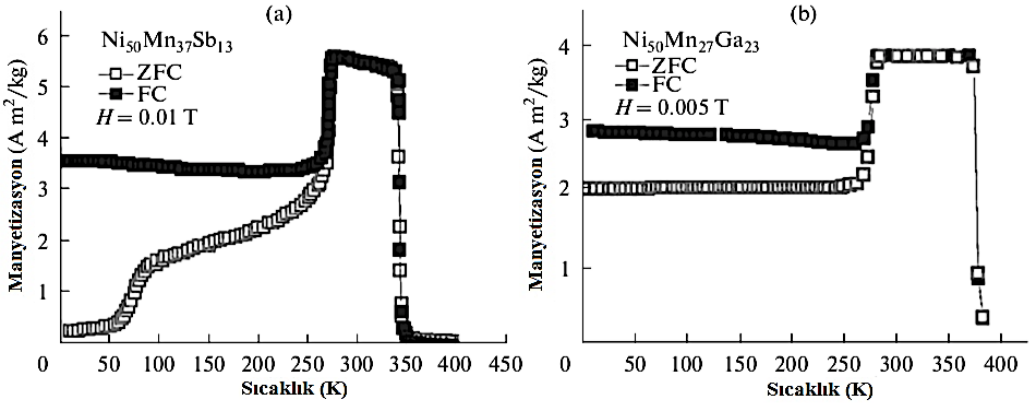

**Şekil 4.38.** 2F numunesinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri.

2G numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.42'da gösterilmiştir. Şekil 4.42, 80.2 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM eğrilerinden 2G numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 2G numunesinin ısıtma eğrisinden $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı ve soğutma eğrisinden $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı tespit edilememiştir.

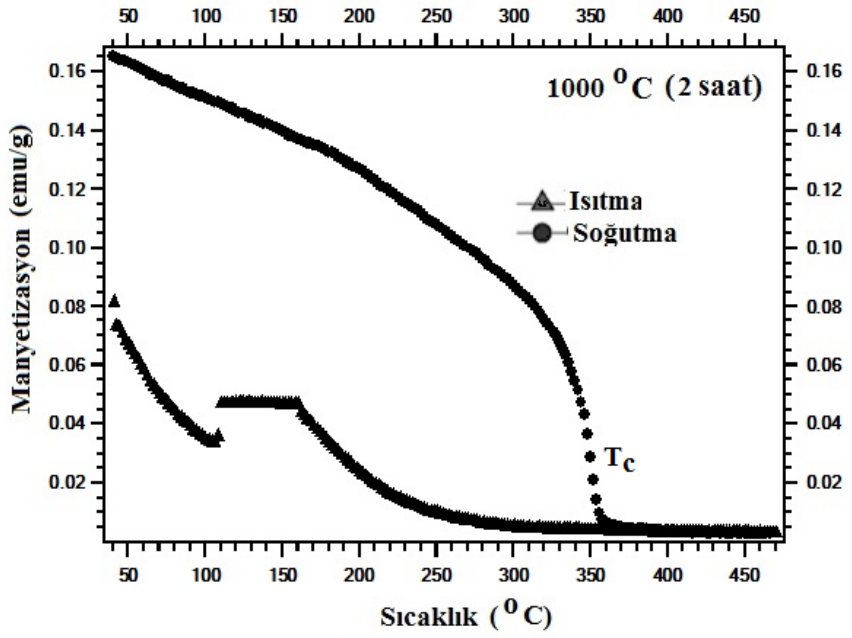
1H numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.43'de gösterilmiştir. Şekil 4.43, Co içermeyen 60.1 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu ısıtma ve soğutma VSM eğrilerinden 1H numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 1H numunesinin ısıtma eğrisinden $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı elde edilememiştir. Soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 349 °C olarak tespit edilmiştir.



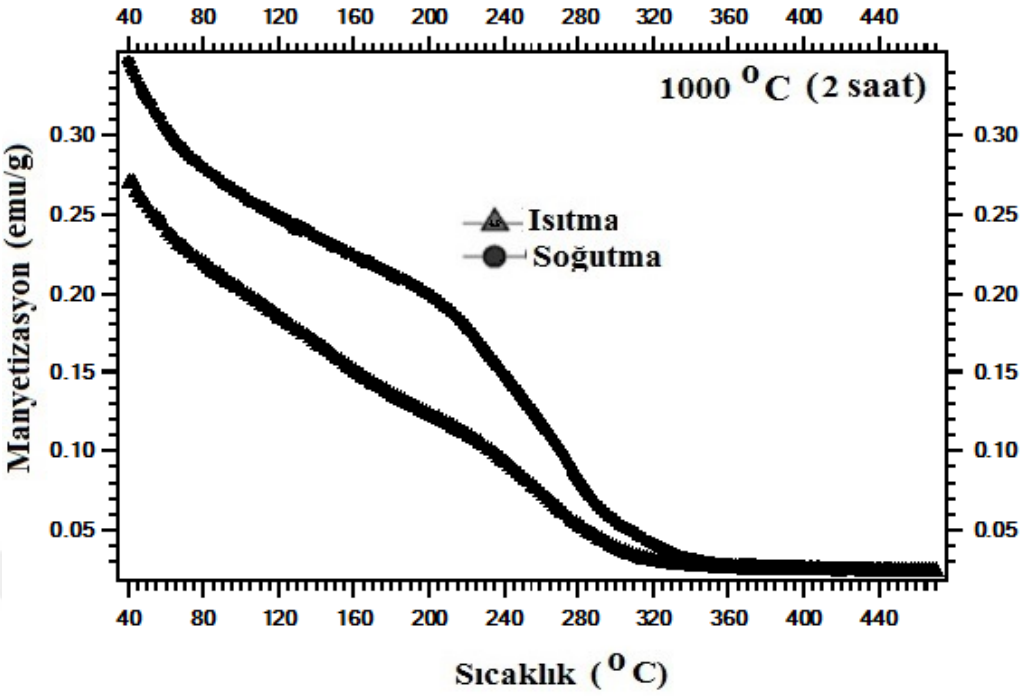

**Şekil 4.39.** 2F numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.



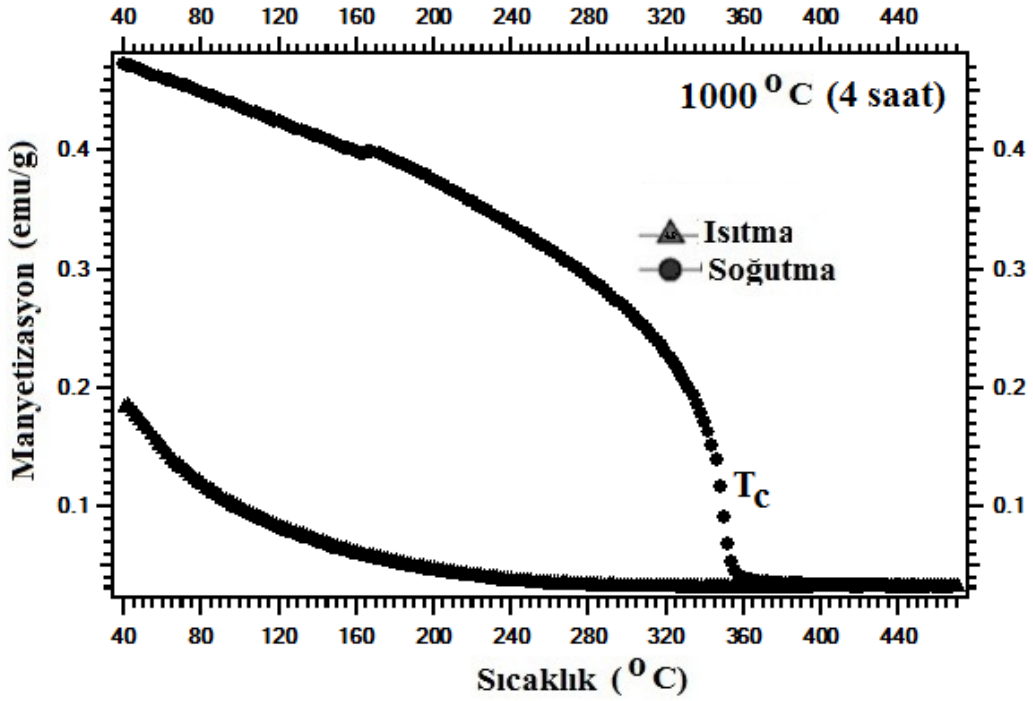

**Şekil 4.40.** (a) $Ni_{50}Mn_{37}Sb_{13}$ ve (b) $Ni_{50}Mn_{27}Sb_{23}$ numunelerinin ısıtma ve soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri [10].




**Şekil 4.41.** 1G numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

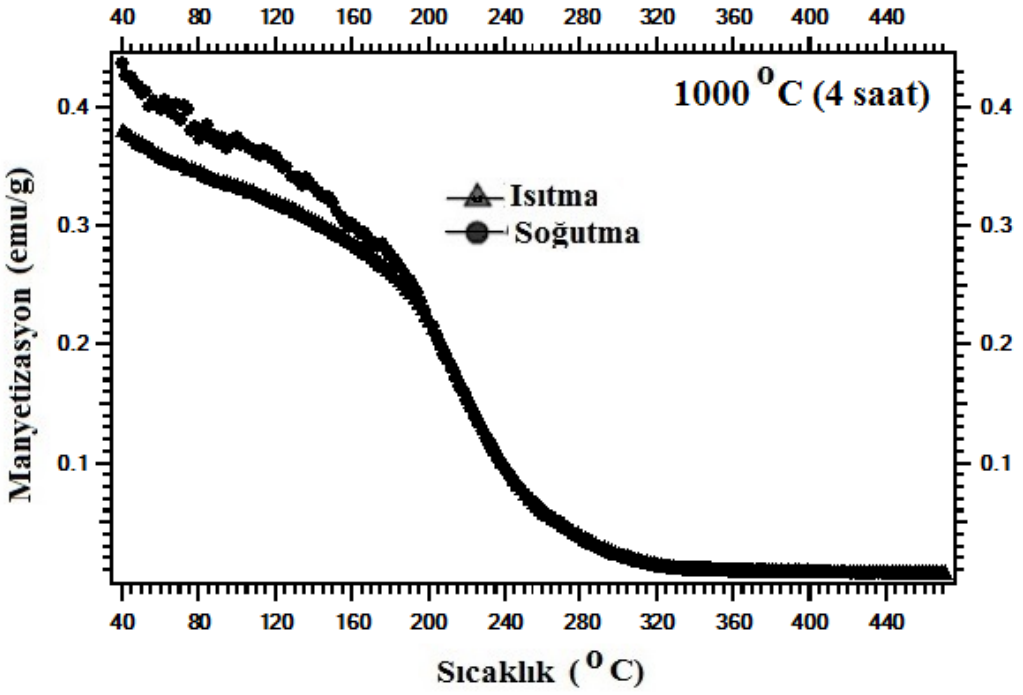



**Şekil 4.42.** 2G numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

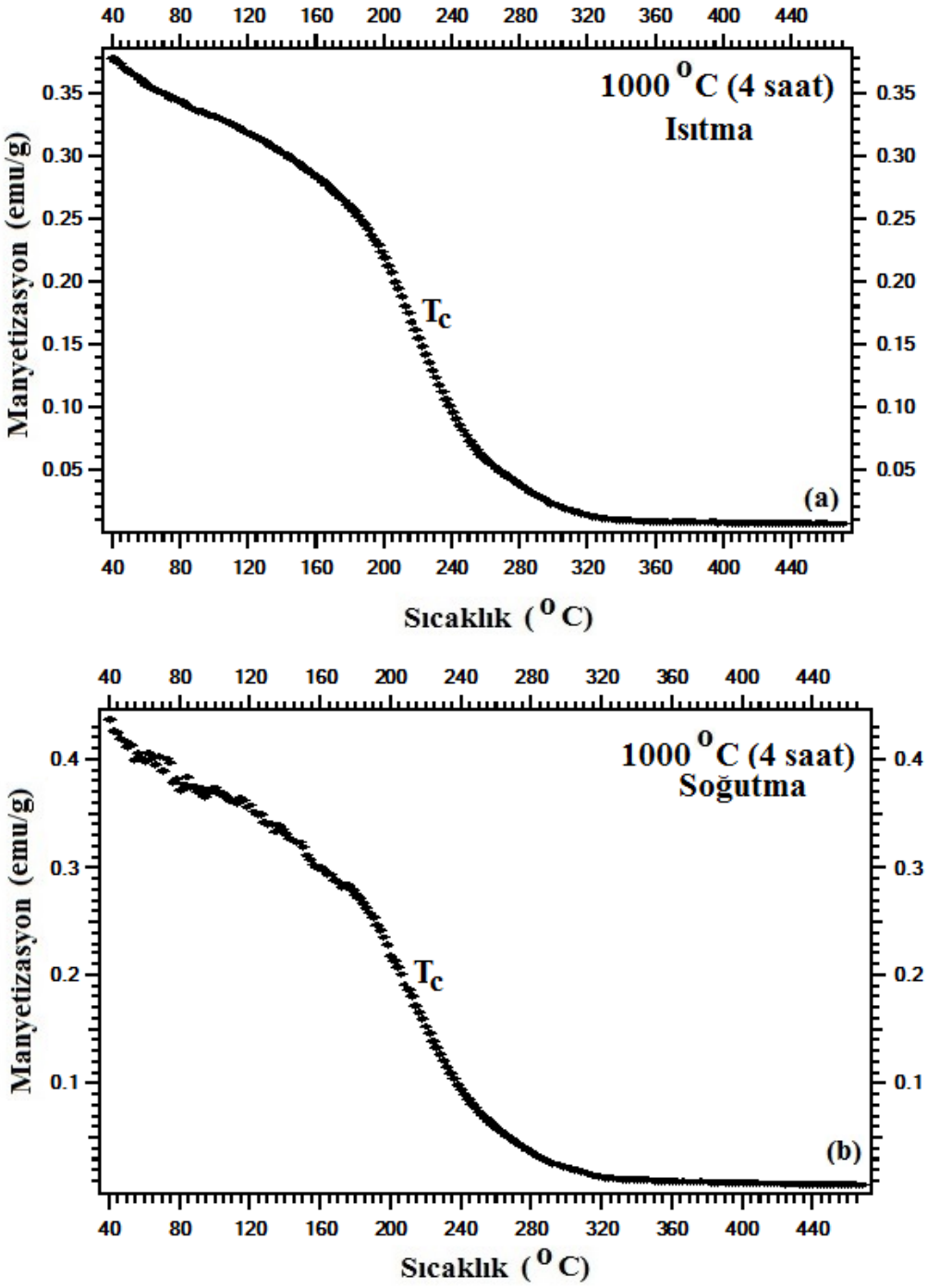



**Şekil 4.43.** 1H numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

Şekil 4.44, 99.7 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Şekil 4.44 ve Şekil 4.45 de verilen 2H numunesinin VSM soğutma eğrisinde 200 °C altında bir kararsızlık tespit edilmiştir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 2H numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 2H numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 222.6 °C ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 223.6 °C olarak tespit edilmiştir.

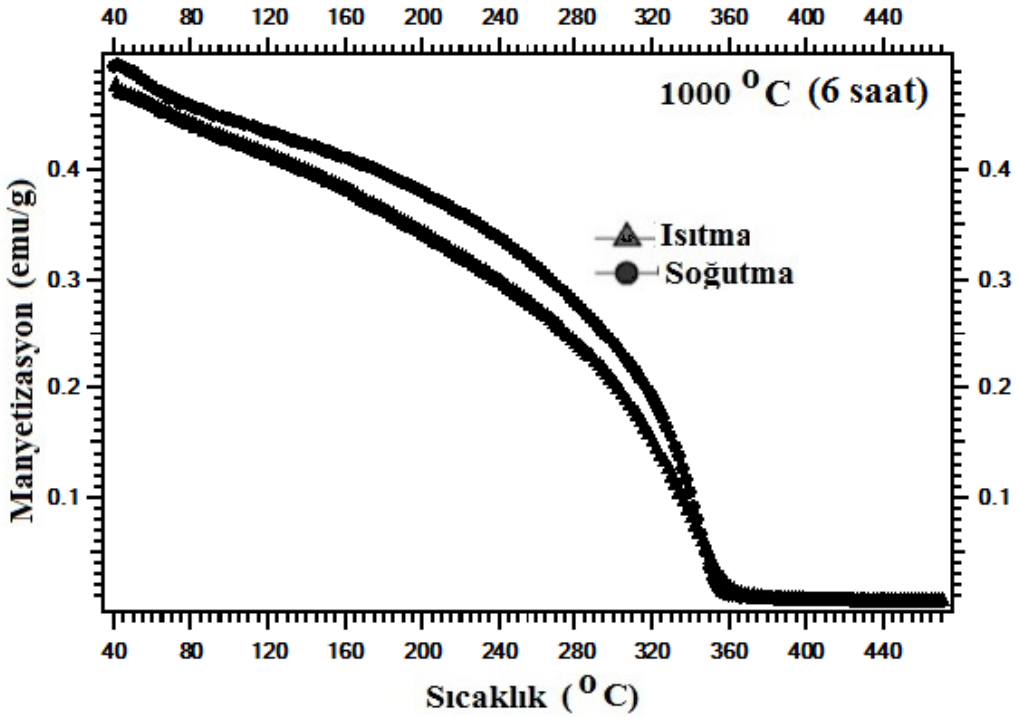



**Şekil 4.44.** 2H numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) eğrileri.



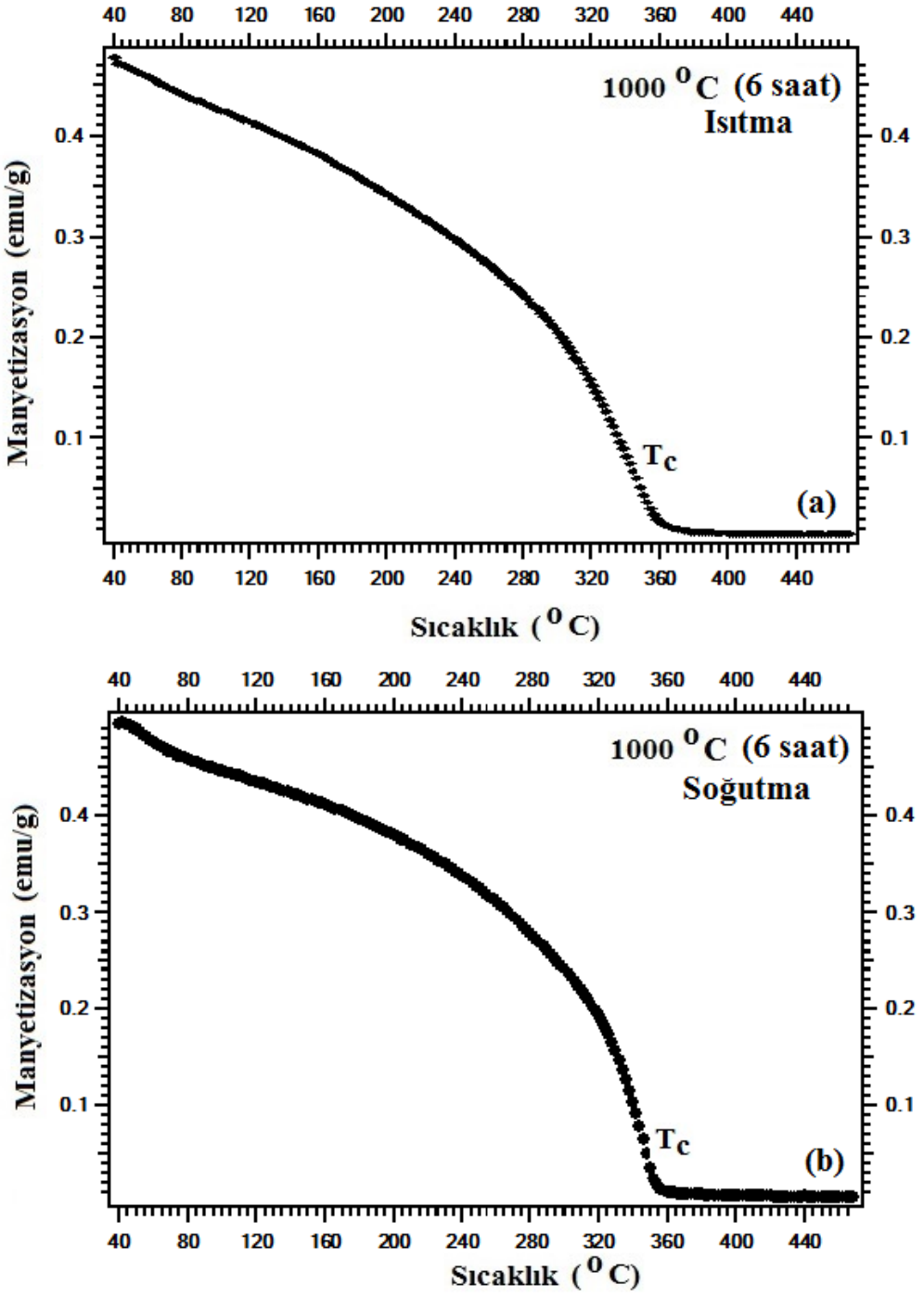

**Şekil 4.45.** 2H numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

1I numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.46 ve Şekil 4.47'de gösterilmiştir. Şekil 4.46 ve 4.47, Co içermeyen 31.2 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 1I numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 1I numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 337 °C ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 345 °C olarak tespit edilmiştir.

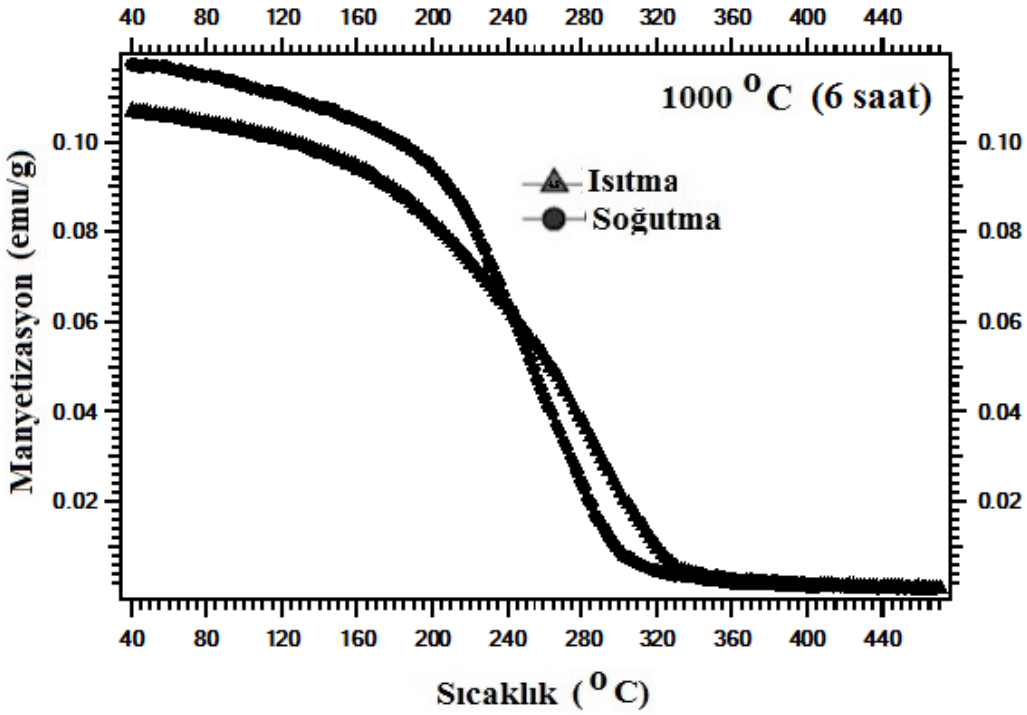



**Şekil 4.46.** 1I numunesinin ısıtma ve soğutma M(T) magnetizasyon eğrileri.

Şekil 4.48 ve Şekil 4.49, 35 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımına ait 2I numunesinin M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 2I numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 2I numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 282.2 °C ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 252.1 °C olarak tespit edilmiştir.



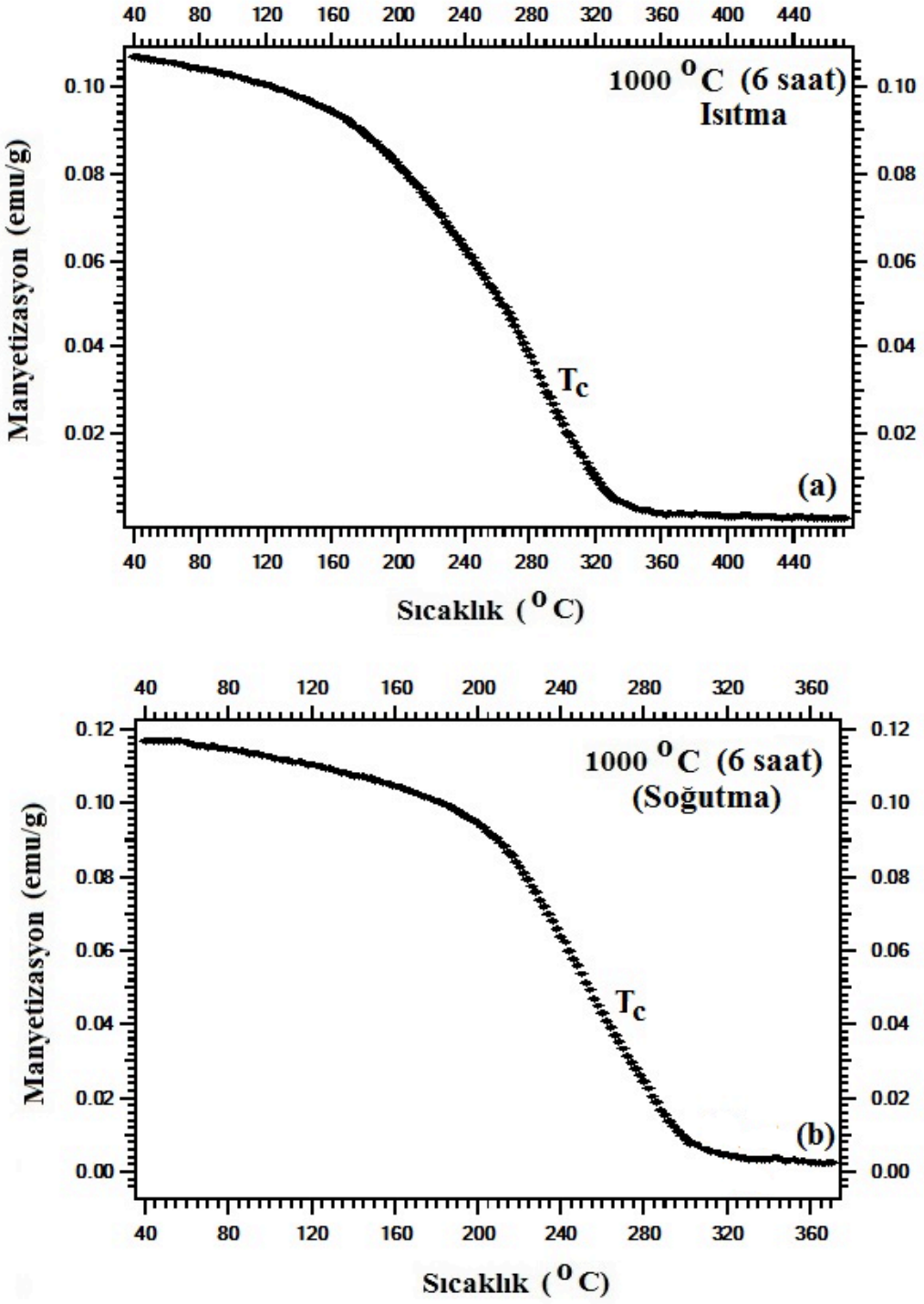

**Şekil 4.47.** 1I numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma sıcaklıklarının fonksiyonu olarak M (T) magnetizasyon eğrileri.



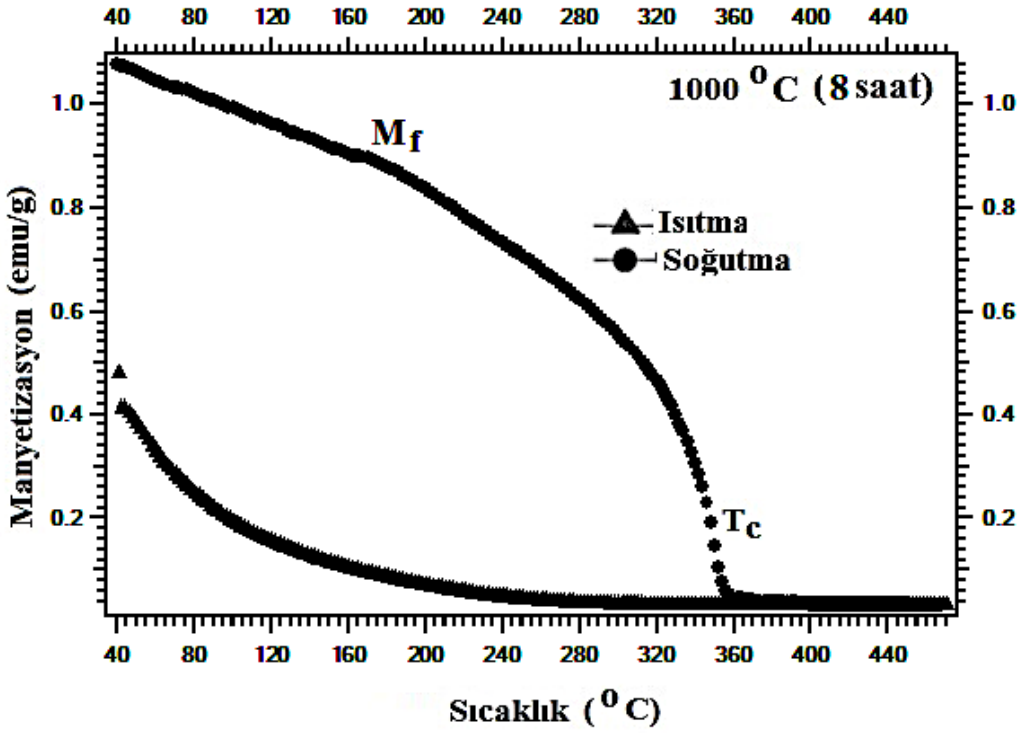

**Şekil 4.48.** 2I numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

1K numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.50'de gösterilmiştir. Şekil 4.50, Co içermeyen 115.6 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 1K numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 1K numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı elde edilememiştir. Soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 349°C olarak tespit edilmiştir.

2K numunesi için elde edilen VSM eğrileri Şekil 4.51'de gösterilmiştir. Şekil 4.52, 29.5 mg kütleye sahip şekil hafızalı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımın M(T) manyetizasyonunun 250 Oe manyetik alanındaki sıcaklık bağımlılığını göstermektedir. Bu VSM ısıtma ve soğutma eğrilerinden 2K numunesi içerisinde Curie sıcaklığı tespit edildi. 2K numunesinin ısıtma eğrisinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ sıcaklığı yaklaşık 225.8°C ye karşılık gelirken, soğutma eğrisinden elde edilen $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklığı yaklaşık 224.4°C olarak tespit edilmiştir.




**Şekil 4.49.** 2I numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

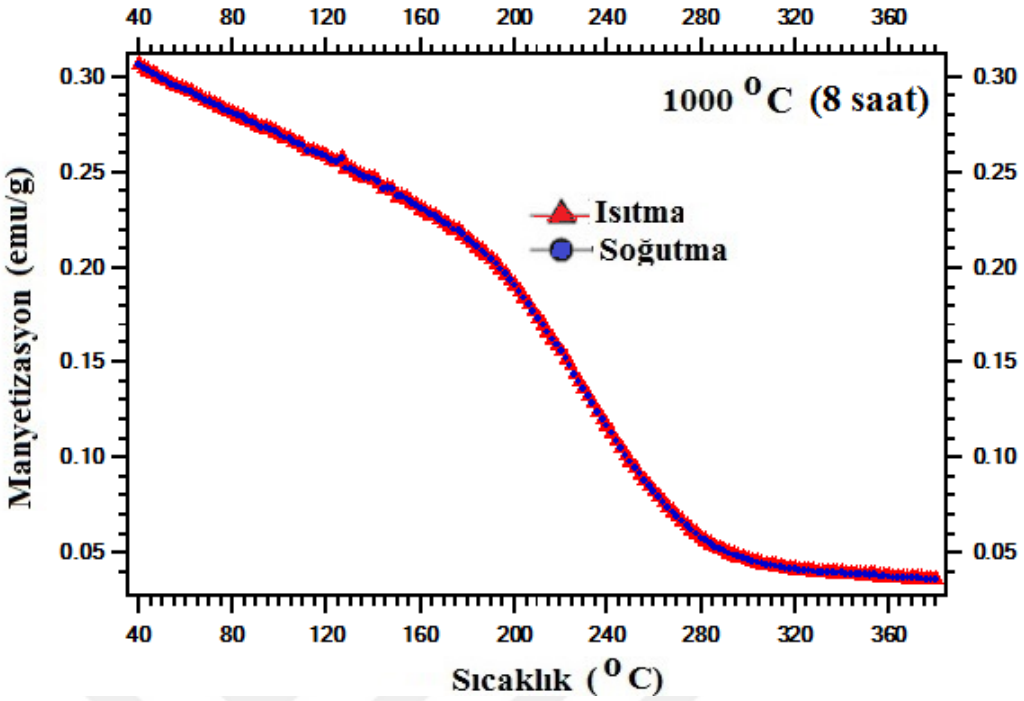



**Şekil 4.50.** 1K numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerine uygulanan ısıtma ve soğutma programı için M (T) eğrilerine dayanarak, ısıtma süresine bağlı yapısal ve manyetik dönüşüm sıcaklıkları belirlendi. Çizelge 4.36 ve Çizelge 4.37 sırasıyla $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımı ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ (% at.) alaşımı için VSM eğrilerinden elde edilen $T_C^{M\rightarrow A}$ ve $T_C^{A\rightarrow M}$ sıcaklık değerlerini vermektedir.

**Çizelge 4.36.** Homojenizasyon süresi değiştirilen Alaşım 1 numunelerine uygulanan ısıtma ve soğutma programı için elde edilen Curie sıcaklık değerleri.

| Numune | 1A | 1 saat | 2 saat | 4 saat | 6 saat | 8 saat |
|---|---|---|---|---|---|---|
| $T_C^{M\rightarrow A}$ | - | ~335.0 | - | - | ~337.0 | - |
| $T_C^{A\rightarrow M}$ | - | ~342.0 | ~348.0 | ~349.0 | ~345.0 | ~345.4 |

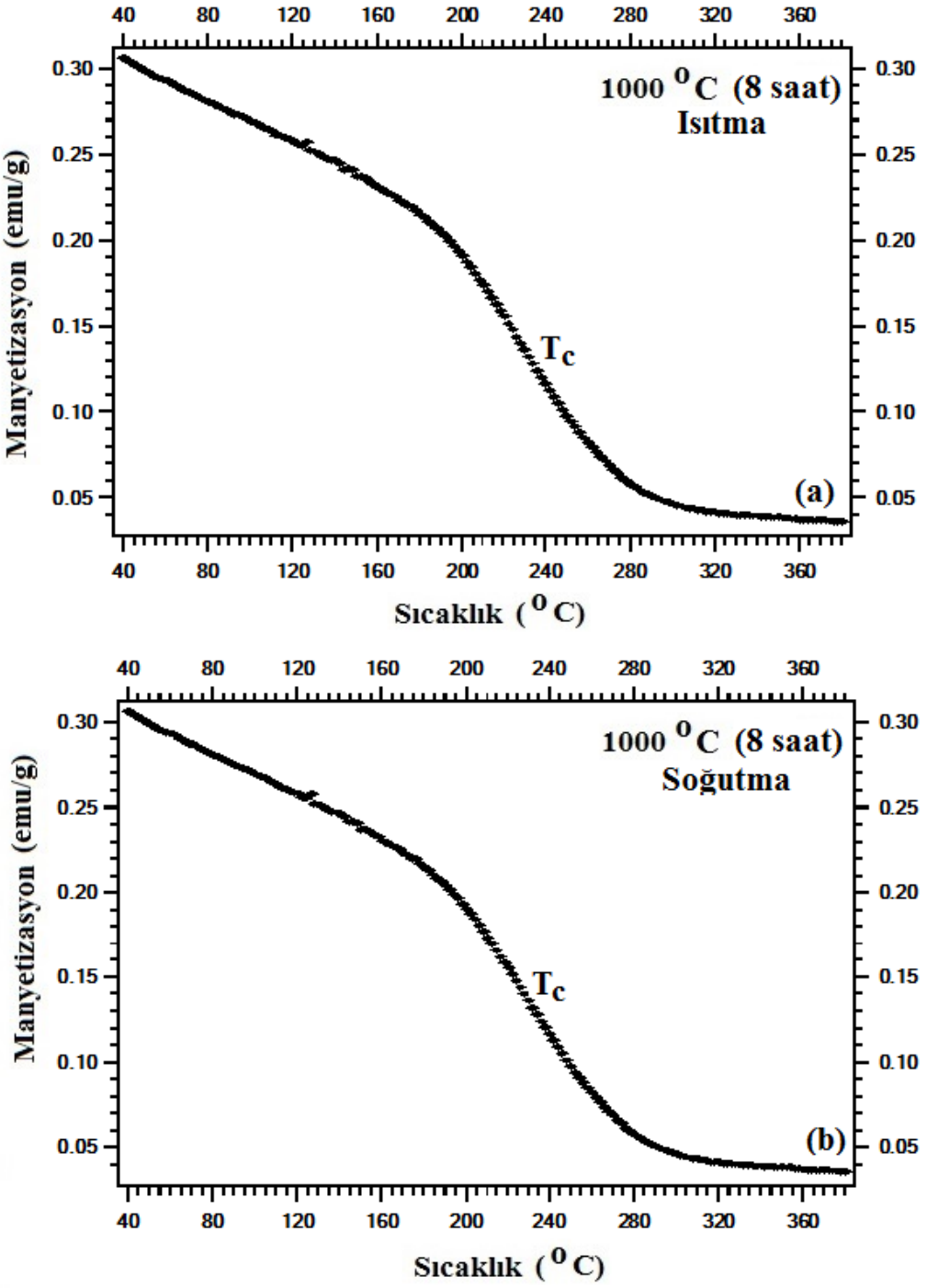



**Şekil 4.51.** 2K numunesinin ısıtma ve soğutma M (T) magnetizasyon eğrileri.

**Çizelge 4.37.** Homojenizasyon süresi değiştirilen Alaşım 2 numunelerine uygulanan ısıtma ve soğutma programı için elde edilen Curie sıcaklık değerleri.

| Numune | 2A | 1 saat | 2 saat | 4 saat | 6 saat | 8 saat |
|---|---|---|---|---|---|---|
| $T_C^{M\to A}$ | ~315.9 | ~269.0 | - | ~222.6 | ~282.2 | ~237.0 |
| $T_C^{A\to M}$ | ~329.0 | ~370.0 | - | ~223.6 | ~252.1 | ~228.5 |

1 ve 2 numunelerine uygulanan tüm ısıl işlemler sonucu numunelerden alınan DSC verilerinden aşağıdaki sonuçlar çıkarılmıştır.




**Şekil 4.52.** 2K numunesinin a) ısıtma ve b) soğutma M(T) magnetizasyon eğrileri.

a) Yapılan ölçümlerde hesaplanan $M_s$ sıcaklığının oda sıcaklığının üzerinde olduğu tespit edilmiştir. $M_s$ sıcaklığının oda sıcaklığının üzerinde olması termal etkili martensitik dönüşümün gerçekleşmesini destekler. Bu durum zor

etkili martensitik dönüşümün oranını termal etkili martensitik dönüşüme göre azaltır.

b) Her bir numune için uygulanan ısıtma ve soğutma programında elde edilen deneysel sonuçlara göre Co içeren 2 numaralı alaşım numunesinin $M_s$ sıcaklığı $A_s$ sıcaklığından büyük çıkmıştır. Malzemenin martensit sıcaklığının yüksek çıkması termal martensitin daha baskın olmasını kanıtlamaktadır.

c) Numunelere uygulanan ısıl işlem sonucunda alınan DSC verilerinin hesaplamalarına göre $|A_{max}\text{-}M_{max}|$ değerinin Co içeren 2 alaşımında olduğu, $|T_0\text{-}M_s|$ değerininde Co içermeyen 1 alaşımında olduğu gözlemlenmiştir.

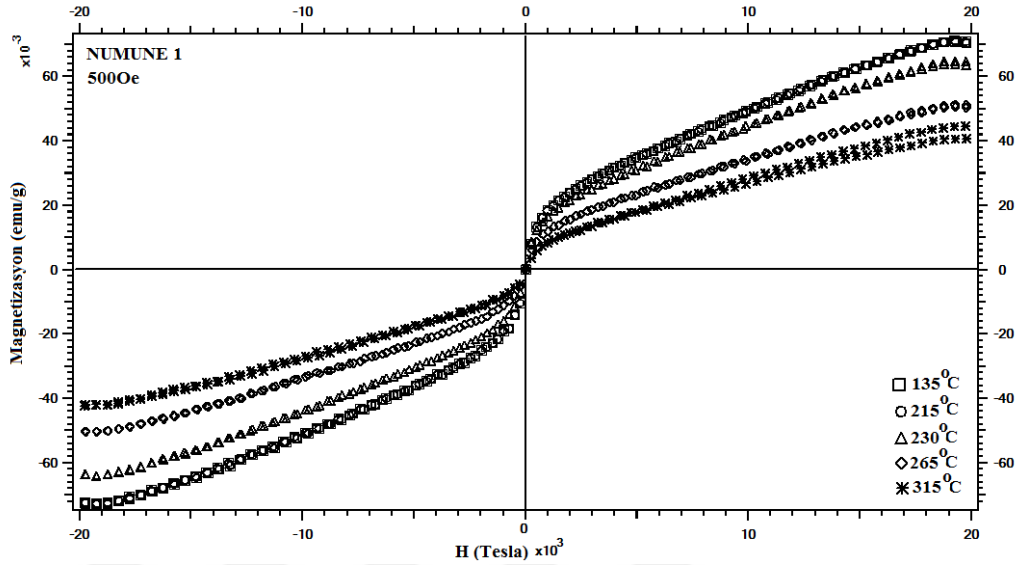
d) Hiç ısıl işlem görmemiş numunede sürücü kuvvetlerin değerinin küçük olduğu tespit edildi. Anlaşıldığı üzere her iki malzemede de dökümden alınmış numunelerde faz dönüşümü gerçekleşmesi için sürücü kuvvetin düşük olması yeterlidir, yani malzemenin stabilizasyonu kolaydır.

e) $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının aksine $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımı için λ tipi omuz zirve öncesinde değil, zirve sonrasında meydana gelmiştir. Bu durum $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımında yeniden düzenlenmenin austenit fazında değil, martensit fazının oluşumu tamamlandıktan sonra gerçekleştiğini düşündürmektedir.

### 4.3 Magnetik Alan Altında Mıknatıslanma Ölçümleri

Şekil 4.53'de, 1 Alaşımının farklı sıcaklık aralıklarında ölçülmüş olan M(H) grafiği görülmektedir. Alan altında mıknatıslanma, M(H), ölçümleri, sıcaklığa bağlı mıknatıslanma ölçümlerinden ve DSC ölçümlerinden belirlenen martensitik dönüşüm sıcaklıkları, austenitik dönüşüm sıcaklıkları ve Curie sıcaklığı yakınında gerçekleştirilmiştir. Bu ölçüm, -2 ve 2 Tesla manyetik alan altında, 1000 °C de 1 saat homojenize edilen 1 numunesi için 135 °C, 215 °C, 230 °C, 265 °C ve 315 °C lik adımlarla alınmıştır. Alana bağlı mıknatıslanma ölçümleri, M(H), mıknatıslanma ve

demıknatıslanma olarak gerçekleştirilmiştir. Böylece, malzeme üzerine manyetik alan uygulanırken ve manyetik alan kaldırılırken malzemenin davranışı gözlemlenmiştir.



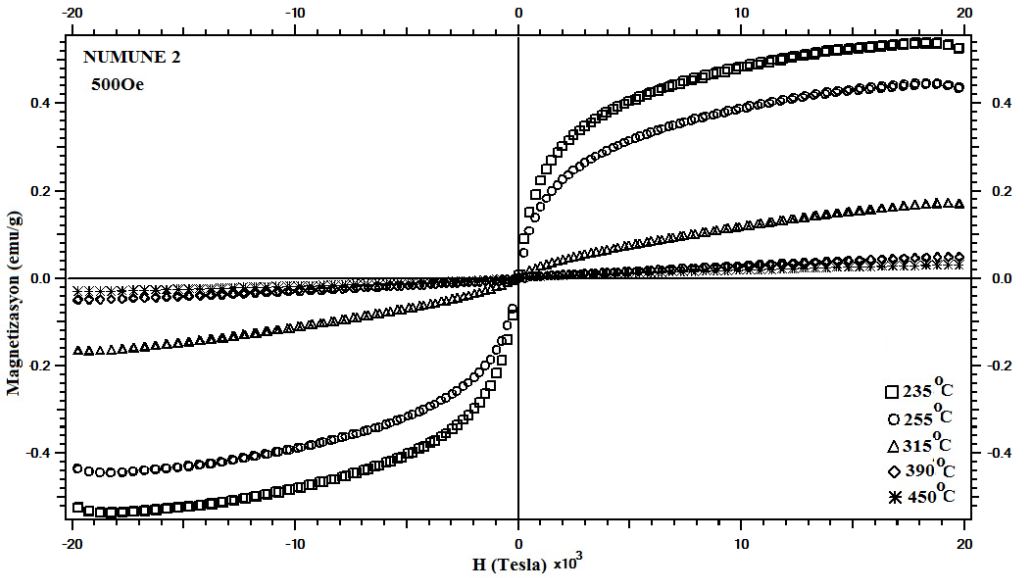

**Şekil 4.53.** 1000 °C de 1 saat homojenize edilen $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımı için 135 °C, 215 °C, 230 °C, 265 °C ve 315 °C sıcaklıklarda M (H) Manyetik histerezis halkaları.

Histerisiz 315 °C değerinde yani, numunenin Curie sıcaklığının gözlendiği sıcaklık yakınında gözlemlenmiştir. Malzeme 135 °C, 215 °C, 230 °C, 265 °C de ferromanyetik iken, 315 °C civarından sonra paramanyetik davranış sergilemeye başlamıştır. Manyetik alanla Curie sıcaklığının 1-2 °C değiştiği gözlemlenmiştir.

Şekil 4.53 e bakıldığında, sıcaklığın artmasıyla doyum mıknatıslanması değerininde artmaya başladığı ve en büyük değerine ulaştıktan sonra artan sıcaklıkla birlikte doyum mıknatıslanması değeri azalmaya başladığı görülmüştür. Yüksek sıcaklıktan itibaren sıcaklık azalmaya başladığında doyum mıknatıslanması değeri artmaya başladığı anlaşılmıştır. Doyum mıknatıslanması en büyük değerine ulaştıktan sonra sıcaklığın azalmasıyla birlikte doyum mıknatıslanmasında azalma gözlenmiştir.

Şekil 4.54 de 2 Nolu alaşıma ait ısıtma ve soğutma yönünde manyetik alana bağlı M(H) mıknatıslanma eğrileri görülmektedir. Curie sıcaklığı civarında alınan ölçümlerin magnetizasyon değerlerinin daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır. $M_f$ sıcaklığının biraz altında alınan ölçümlerin magnetizasyon değeri Curie sıcaklığı

civarında alınan ölçümlere göre biraz daha düşük çıksa da diğer ölçümlerle kıyaslandığında yinede daha büyük değerler elde edilmektedir. Magnetizasyon değerleri $A_s$ değerleri civarında alınan ölçümlerde giderek iyice küçülmüştür.




**Şekil 4.54.** 1000 °C de 1 saat homojenize edilen $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımı için 235 °C, 255 °C, 315 °C, 390 °C ve 450 °C sıcaklıklarda M (H) Manyetik histerezis halkaları.

Tüm bu verilerden aşağıdaki sonuçlar çıkarılmıştır:

a) M(H) eğrilerinden malzemenin Curie sıcaklığının üzerinde magnetizasyonunun giderek azaldığını göstermektedir.

b) Austenitik fazın manyetik davranışının, martensitik fazın manyetik davranışından büyük ölçüde farklı olduğu görülmektedir.

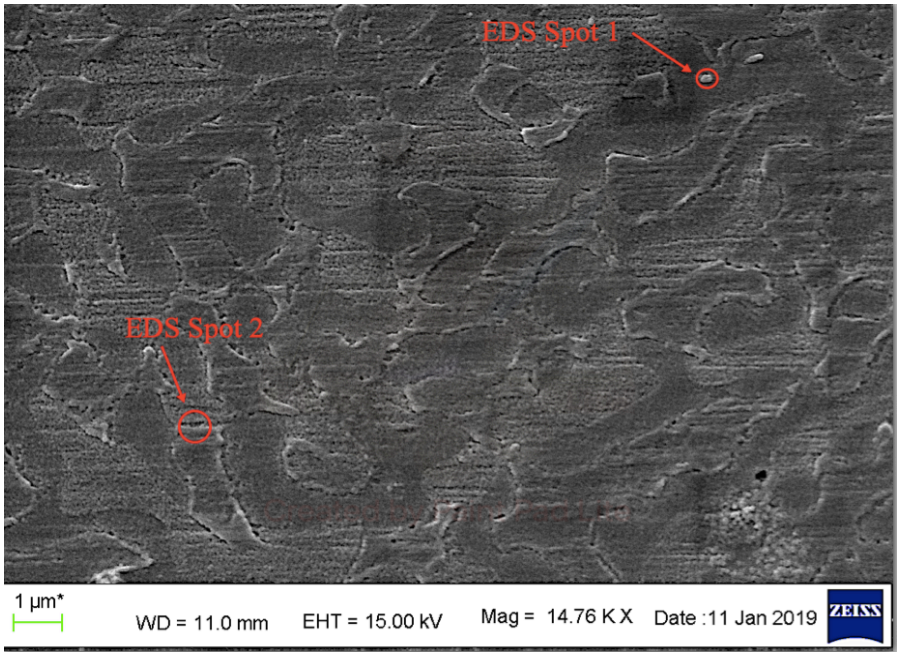
c)Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin manyetizasyon davranışları karşılaştırıldığında, farklı sıcaklıklarda manyetizasyon davranışları Alaşım 1 de birbirlerine daha yakındır.

Burada elde edilen VSM sonuçlarının, diğer araştırıcıların sonuçları ile uyum içinde olduğu gözlenmiştir.

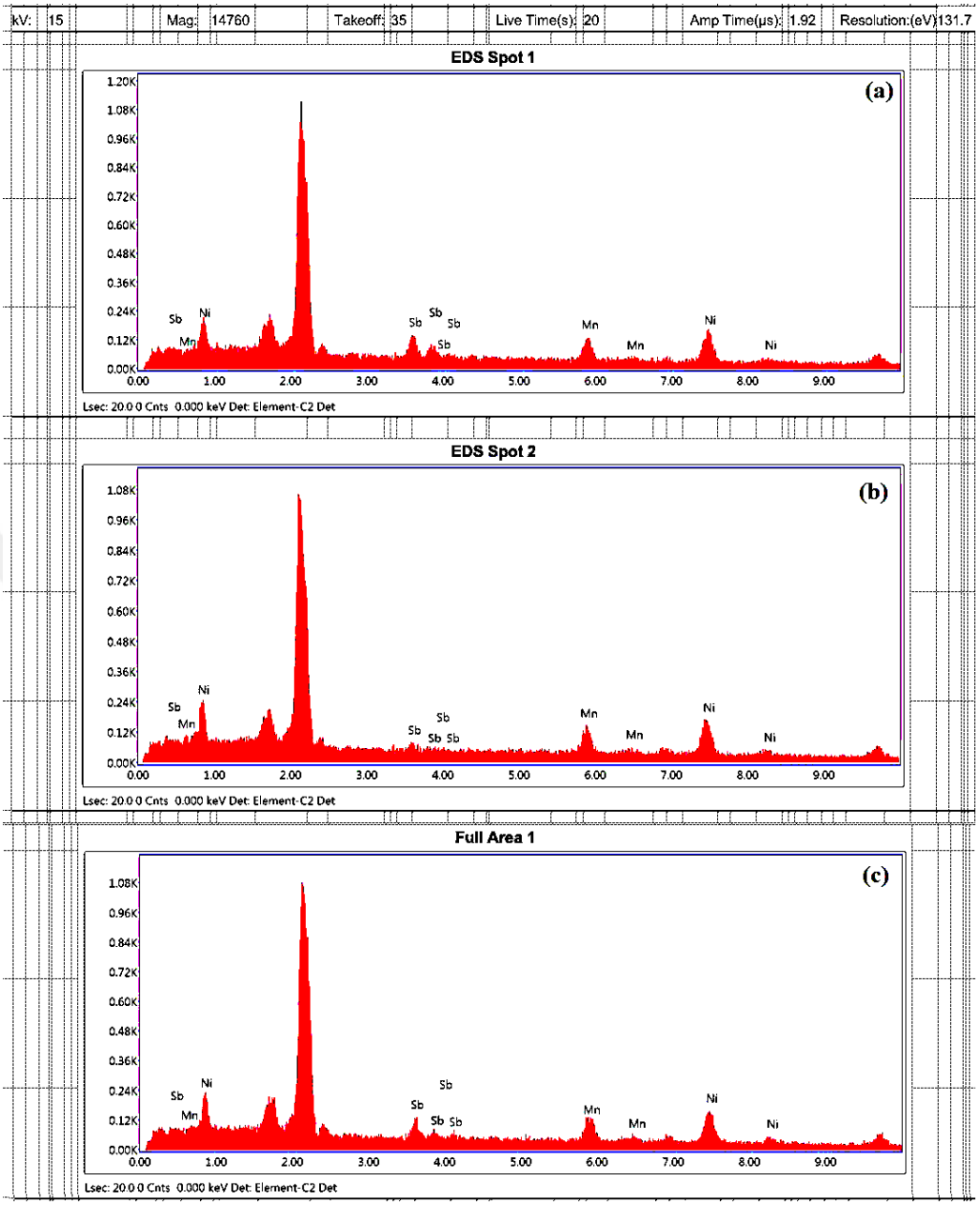
## 4.4 Morfolojik Gözlemler

$Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numuneleri Çizelge 3.2'de belirtilen ısıl işlemlere tabi tutulmuştur. Bu işlemlerin ardından numuneler parlatıldıktan ve dağlandıktan sonra SEM ve Metal Mikroskobunda (Işık Mikroskobu) metalografik incelemeleri yapıldı. Polikristal olan bu numunelerde homojenizasyon süresine ve homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak ortaya çıkabilen tane yapıları ve martensit morfolojileri belirlendi. Ayrıca bu gözlemlerin yapıldığı SEM cihazının EDS bileşeni yardımıyla, kristal yapının ilgilenilen bölgelerinde element analizi yapıldı.

Döküm işlemi sonrasında hazırlanmış olan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının SEM görüntüsü Şekil 4.55'de sunulmuştur. Aşağıda verilen döküm sonrası alınan mikroyapısal gözlem, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının yönlü olarak katılaşan dendritik yapılarını göstermektedir. Ayrıca dendritik yapılar içerisinde bazı yüzey kabartılarınında olduğu anlaşılmaktadır. 1A numunesine ait ve Şekil 4.56'da verilmiş olan EDS analizlerine (Çizelge 4.38) bakıldığında yüzey kabartısı olarak ifade edilen bölgenin diğer bölgeler ile kıyaslandığında Ni açısından daha zengin, Mn ve Sb açısından daha fakir olduğu anlaşılmaktadır.




**Şekil 4.55.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının 1A Numunesinin mikro yapısı.




**Şekil 4.56.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının 1A Numunesine ait EDS spektrumları.

1A numunesinde kaba taneler ile dendritik morfoloji arasında kalan ince taneler yuvarlak tane sınırlarına sahiptir. Bu ayrım farklı bölgelerde meydana gelen kompozisyon içeriğinin birbiri ile aynı olmamasından kaynaklanmaktadır. Oluşan dendritik yapılar içerisinde ve dışında martensit plakalar görülmemektedir.

**Çizelge 4.38.** 1A Numunesine ait mikro yapı analizi.

| | Çökelti Fazı (Spot 1) | | Yüzey Kabartısı (Spot 2) | | Bütün Alan | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Element** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% Ağ.** | **% Ağ.** | **% At.** |
| **$Sb_L$** | 11.60 | 5.86 | 4.19 | 2.03 | 11.17 | 5.63 |
| **$Mn_K$** | 21.23 | 23.77 | 20.93 | 22.53 | 21.86 | 24.41 |
| **$Ni_K$** | 67.17 | 70.37 | 74.88 | 75.43 | 66.97 | 69.96 |

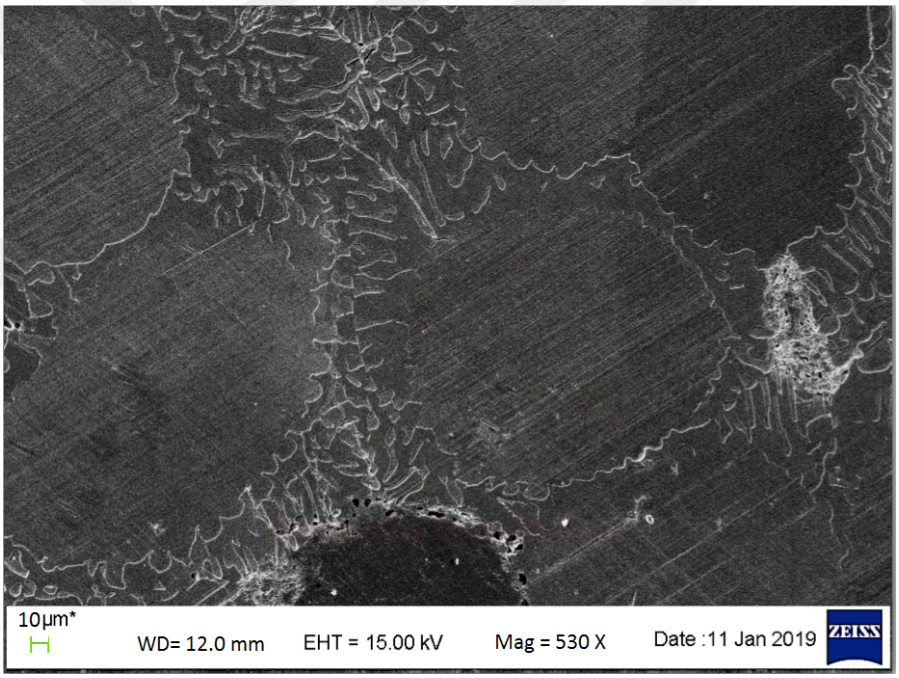
X-ışını difraksiyon verilerinden bu plakaların tetragonal $L1_0$ martensit fazı olduğu anlaşılmaktadır. CoNi bazlı alaşımlarda denritik yapı görüntüsü sergileyen malzemenin sıvı ve katı eğri aralığı geniştir [97]. Şekilde görüldüğü gibi alaşımın ısıl işlemden önce orijinal matriksi martensit fazı değil $\beta$ austenittir.

**Şekil 4.57.** 1A numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları.

1A numunesinin içerisinde $\gamma$ dendritlerinin bulunduğunu anlaşılmaktadır. O halde gerçekleştirilmiş olan bu çalışmada ısıl işlem görmemiş olan 1A numunesinde alınan optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde ve benzerlikler karşılaştırıldığında

dendritik yapılar içerisinde sıvı ve katı eğri aralığının geniş olduğunu ayrıca alaşım içerisinde $\gamma$ dendritlerinin bulunduğunu söyleyebiliriz (Şekil 4.57). Ayrıca 1A numunesinin SEM görüntüleri incelendiğinde de numune içerisinde $\gamma$ faz bölgesinin mevcut olduğunu ve bu durumun yapmış olduğumuz çalışmanın doğruluğunu kanıtlar nitelikte olduğunu göstermektedir [97].

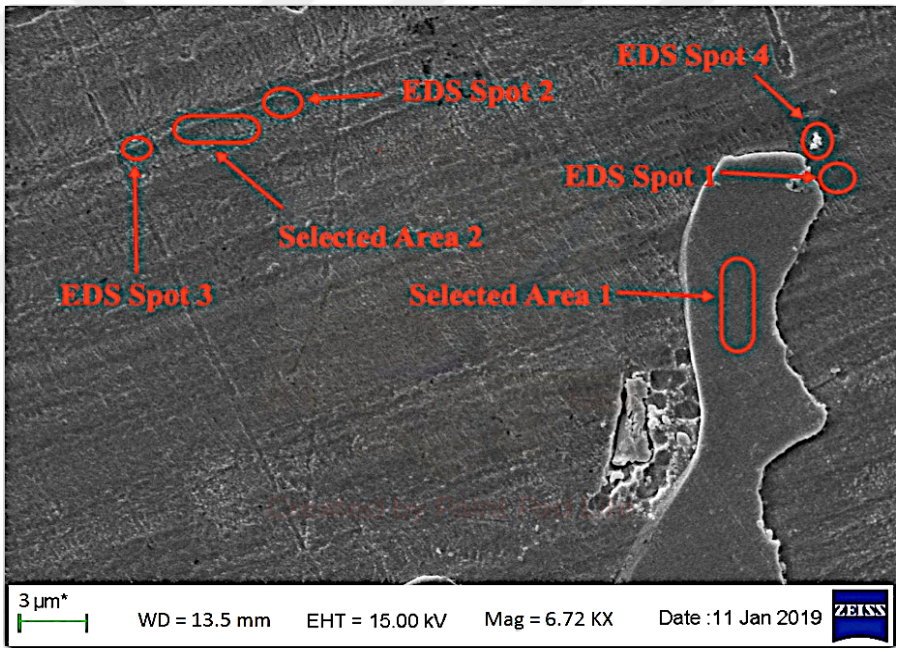
$Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2A numunesine ait SEM mikro yapıları sırasıyla Şekil 4.58 ve 4.59'da sunulmuştur. Şekil 4.59'dan alınan analizler yardımı ile doğrudan döküm numunesinden alınmış ve 4.58'da görünen $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımındaki koyu matriks tanelerinin sürekli ve Ni ve Sb elementi olarak zengin ve Co elementi olarak fakir bir faz ağı ile çevrili olduğu anlaşılmaktadır (Çizelge 4.39).




**Şekil 4.58.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2A Numunesinin mikro yapısı.

Dikkat çekici olanı, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının döküm numunesi ile karşılaştırıldığında $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımına ait döküm numunesindeki matriks tane oluşumu belirgin şekilde daha büyüktür. Katılaşma sonucunda ortalama 100 µm çaplı kaba daire ve elips şekilli taneler oluştuğu gözlenmiştir. Şekil 4.59'da görülen 2A numunesine ait Şekil 4.60'da verilmiş EDS analizlerine bakıldığında Şekil 4.59'da

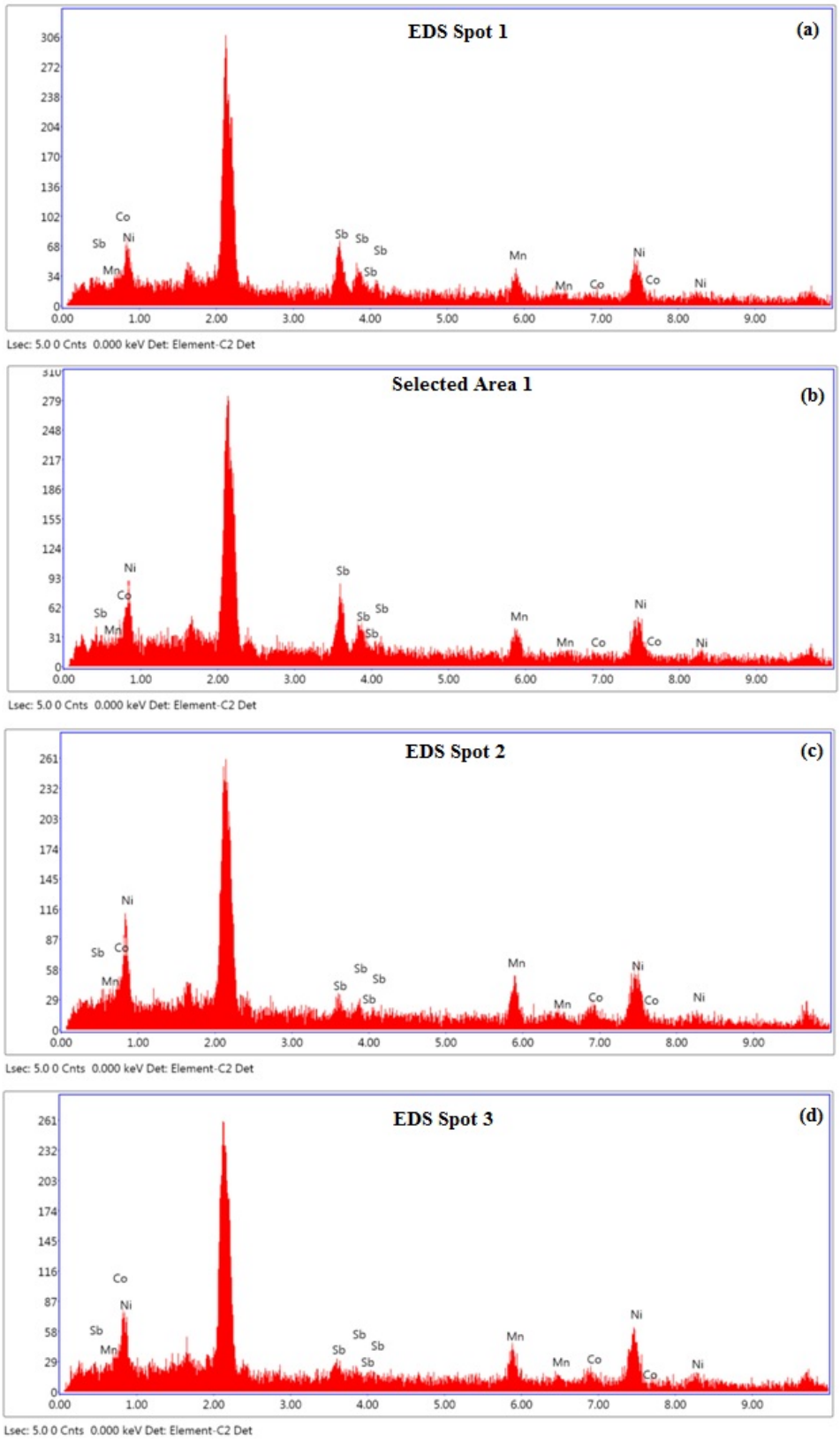
verilen mikrografın sağ alt köşeden itibaren yukarıya doğru uzanan burun şeklindeki bölgenin Ni ve Sb açısından diğer bölgeler ile kıyaslandığında daha zengin olduğu Çizelge 4.39'dan anlaşılmaktadır. 3 ve 4 noktalarında ise Sb miktarı oldukça az ancak Co miktarı oldukça fazladır. X-ışını difraksiyon verilerinden, doğrudan dökümden alınmış $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2A Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında üç faz içerdiği anlaşılmaktadır. Ancak Şekil 4.61'de verilmiş olan metal mikroskobu fotoğrafında bu fazlardan ikisi görülmektedir. Özellikle sağ üst köşede ve alt tarafta tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait taneler görülmektedir. Bunun dışında sol üst köşede küçük süreksiz çökelti fazları tespit edilmiştir. Martensit tanesinin dışındaki faz yapısının kübik B2 veya $L2_1$ yüksek sıcaklık fazlarına ait yapı olduğu anlaşılmaktadır.



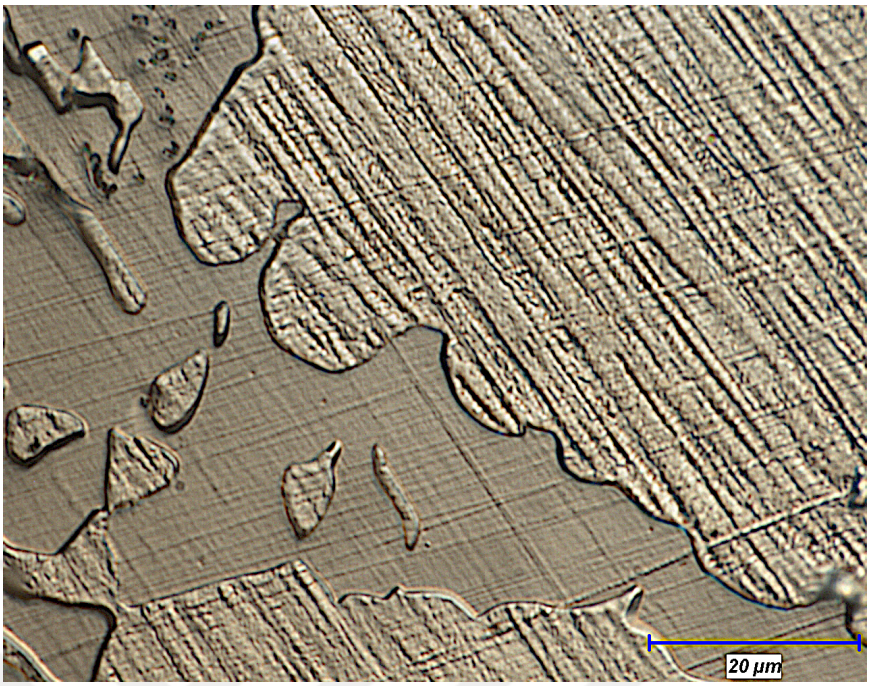

**Şekil 4.59.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2A Numunesinin mikro yapısı.

**Çizelge 4.39.** 2A Numunesine ait mikro yapı analizi.

| | Spot 1 | | Selected Area 1 | | Spot 2 | | Spot 3 | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Element** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** |
| **$Sb_L$** | 23.13 | 12.52 | 25.42 | 13.95 | 5.20 | 2.54 | 6.39 | 3.15 |
| **$Mn_K$** | 16.36 | 19.62 | 15.84 | 19.25 | 18.66 | 20.24 | 18.69 | 20.41 |
| **$Co_K$** | 10.36 | 11.58 | 3.96 | 4.48 | 21.62 | 21.86 | 19.12 | 19.46 |
| **$Ni_K$** | 50.15 | 56.28 | 54.78 | 62.32 | 54.53 | 55.35 | 55.79 | 56.98 |

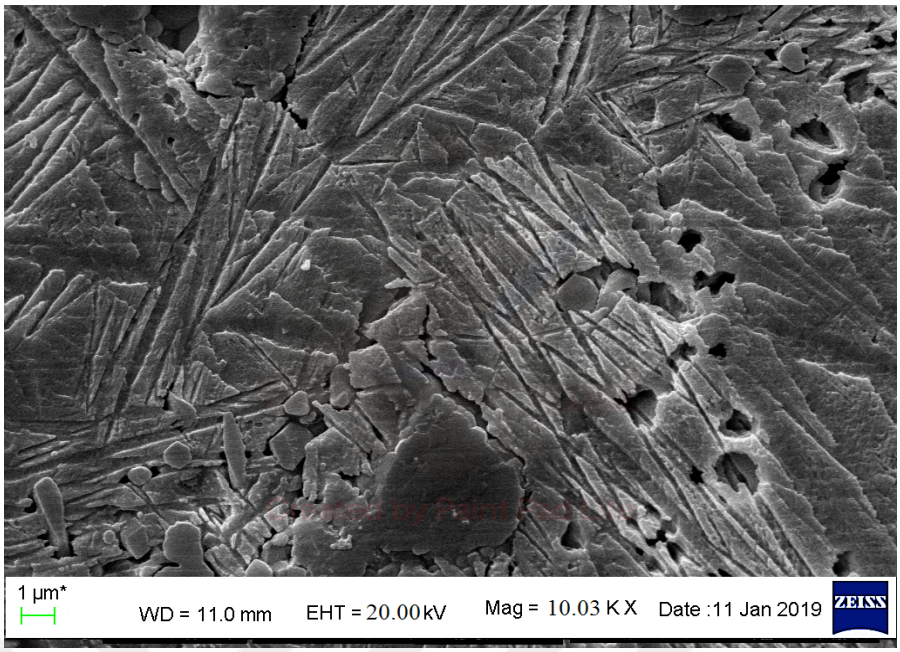



**Şekil 4.60.** $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2A Numunesinin EDS analizleri.




**Şekil 4.61.** 2A numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı.

900 °C'de 1 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının (1B Numunesi) SEM mikro yapısı Şekil 4.62'de sunulmuştur. Hem doğrudan döküm sonrası hem de homojenize olmuş $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ numunelerinin birden fazla faza sahip mikro yapılar ile karakterize olduğu görülmektedir. Doğrudan dökümden alınan numune ve 900 °C'de 1 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğutulan numune karşılaştırıldığında 1A numunesinde mikro yapının içerisinde yoğun miktarda, büyük ve kendisine özgü koyu matris bölgeleri olan dendritik bölgeleri bulunmaktadır. Ayrıca, X-ışını difraksiyon verilerinden, 900 °C'de 1 saat homojenize edildikten sonra hızlı soğutulmuş $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının oda sıcaklığında çoklu faz yapısına sahip olduğu ve Şekil 4.62'de verilmiş olan SEM görüntüsü ve 4.63'de verilmiş olan metal mikroskobu görüntüsünün martensit tanelerini içerdiği anlaşılmaktadır.



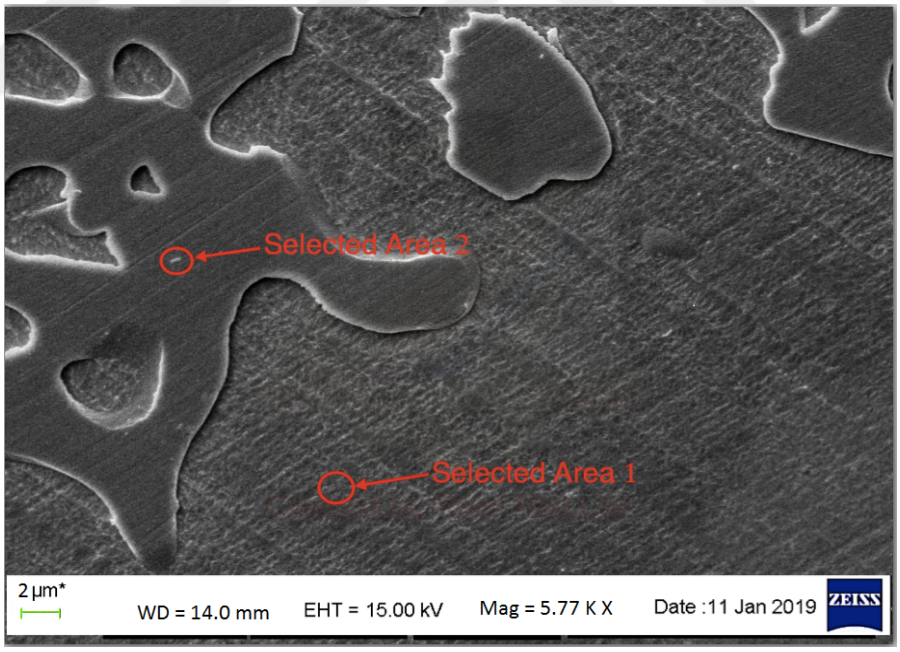

**Şekil 4.62.** 1B Numunesine ait mikro yapı.

**Şekil 4.63.** 1B numunesine ait martensit plakaları.

Kaba taneler içinde, martensit lamellerinin birbirleriyle farklı açılar yaptıkları, açıların Bain yönelim ilişkilerine uydukları tespit edilmiştir (Şekil 4.62 ve Şekil 4.63). Şekil

4.63'de görülen ve 1B numunesine ait metal mikroskobu mikrografının içerisine tamamen dağılmış olan martensit plakalarının birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılar yaparak yayıldıkları anlaşılmaktadır.

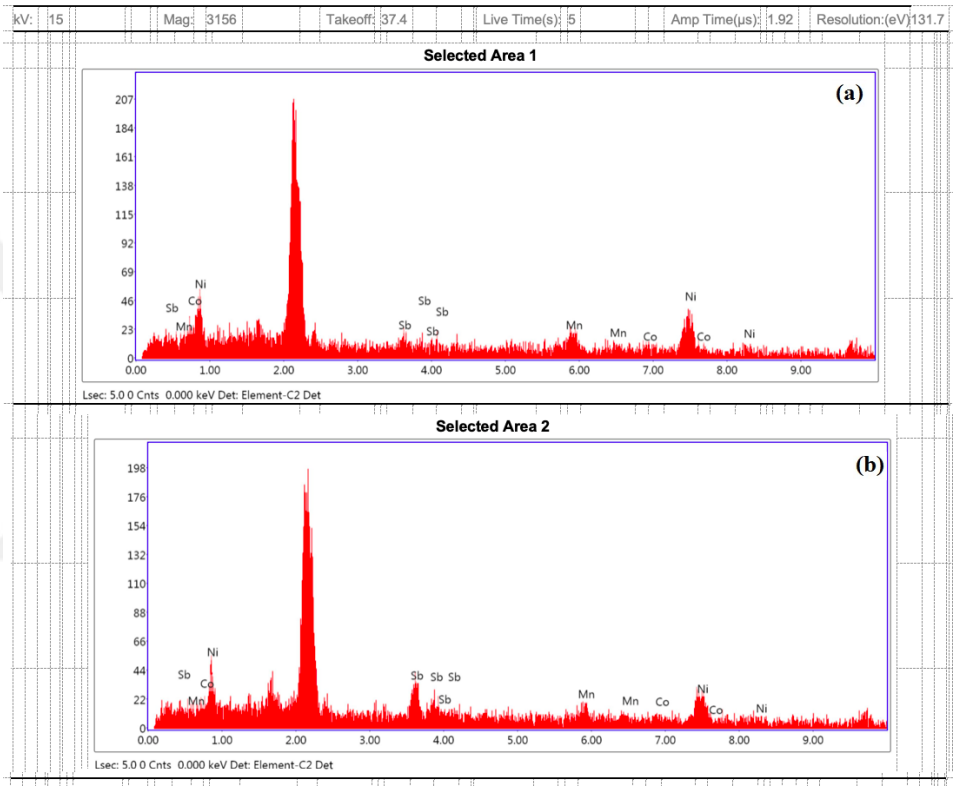
X-ışını difraksiyon verilerinden, 900 °C'de 1 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2B Numunesi) ait numunenin oda sıcaklığında çoklu faz içerdiği anlaşılmaktadır. Ancak Şekil 4.64 de verilmiş olan SEM görüntülerinde bu fazlardan iki tanesinin çok daha hakim olduğu görülmektedir. Tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait tane yapılanmaları numune içerisine homojen bir şekilde dağılmıştır. Taneler içerisinde bulunan $L1_0$ martensit plakaların birbirlerine paralel oldukları anlaşılmaktadır. Martensit tanesinin dışındaki faz yapısının kübik B2 yüksek sıcaklık fazına ait olduğu tahmin edilmektedir. $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ genel kompozisyonuna sahip 2B numunesinin Şekil 4.64'de gösterilmiş olan Seçili Alan 1 ve Seçili Alan 2 bölgelerinden alınmış Şekil 4.65'de verilmiş EDS analiz sonuçları Çizelge 4.40'da verilmiştir.




**Şekil 4.64.** 2B Numunesine ait SEM mikro yapısı.

$Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2B numunesine ait Şekil 4.64'de gösterilmiş olan çökelti fazının (Seçili Alan 2), martensit fazı ile kıyaslandığında (Seçili Alan 1) Sb

bakımından bir miktar daha zengin olduğu anlaşılmaktadır (Çizelge 4.40). Şekil 4.66, 2B numunesine ait metal mikroskobu morfolojisini göstermektedir. 900 °C'de 1 saat homojenize olduktan sonra buzlu suda soğutulan numuneye (2B) ait Şekil 4.66'da dendritik adacıklar içerisinde $L1_0$ martensit plakaları gözlenmektedir. Bu durumda dendritik yapı görüntüsü sergileyen malzemenin sıvı ve katı eğri aralığının geniş olduğu söylenebilir.




**Şekil 4.65.** 2B Numunesine ait EDS analizi.

**Çizelge 4.40.** 2B Numunesi ait analiz sonuçları.

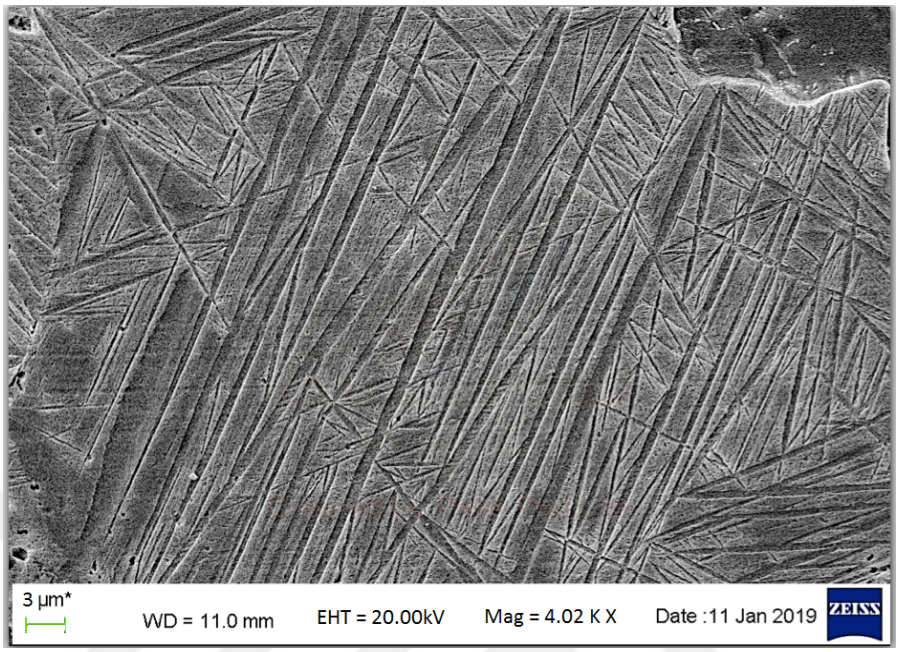
| | Seçili Alan 1 | | Seçili Alan 2 | |
|---|---|---|---|---|
| **Element** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** |
| **$Sb_L$** | 5.32 | 2.61 | 17.29 | 9.06 |
| **$Mn_K$** | 19.12 | 20.74 | 15.28 | 17.74 |
| **$Co_K$** | 18.61 | 18.82 | 15.77 | 17.06 |
| **$Ni_K$** | 56.95 | 57.83 | 51.67 | 56.14 |

**Şekil 4.66.** 2B numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı.

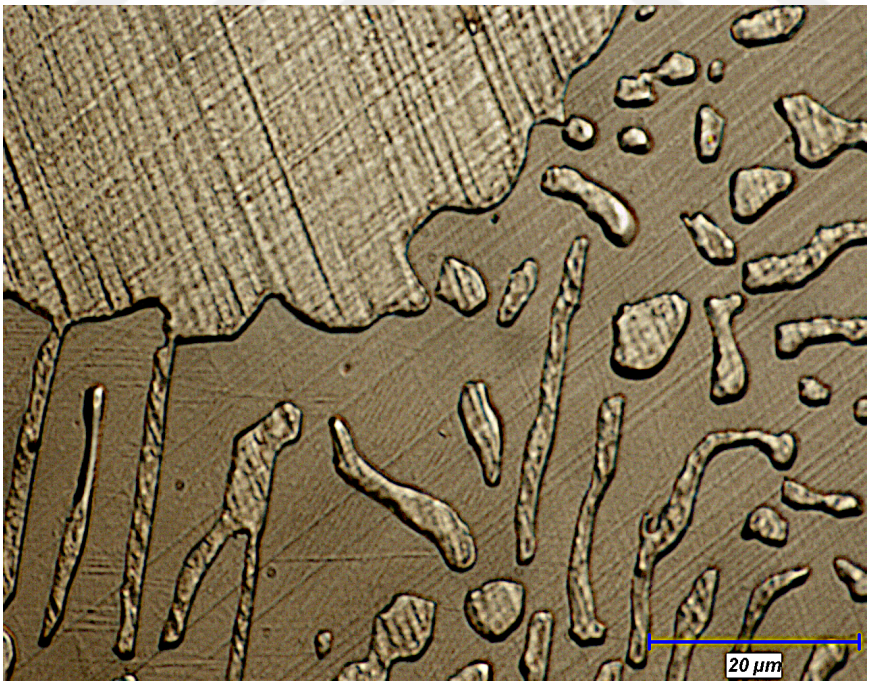
$Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının 1C numunesine ait SEM görüntüsü Şekil 4.67'de görüldüğü gibi martensit plakaları bakımından zengin bir faz morfolojisine sahiptir. 1C numunesinin SEM ve optik mikroskop (Şekil 4.68) görüntülerine göre alaşım içerisinde martensit plakalar gözlemlendiği için numuneye uygulanan ısıl işlemin etkisinin olumlu sonuç gösterdiğini söyleyebiliriz. Şekil 4.67'de görülen kaba tane içerisinde, martensitin lamellerinin birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılardan oluştuğu anlaşılmaktadır. Bu martensit lamellerinin X-ışını analizi sonuçları ile birlikte değerlendirildiklerinde 5M veya 14M martensit plakaları olduğu anlaşılmaktadır.

X-ışını difraksiyon verilerinden, 925 °C de 1 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğtulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşım numunesine (1C Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında çoklu faz içerdiği anlaşılmaktadır. Ancak Şekil 4.68'de bu fazlardan iki tanesinin çok daha hakim olduğu görülmektedir. Sol üst köşede tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait büyük bir tane yapılanması görülmektedir. Tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait büyük tane yapılanmasının altında kalan alan içerisine küçük küçük $L1_0$ martensit yapılanmaları homojen bir şekilde dağılmıştır.

$L1_0$ martensit fazının dışındaki alt bölgede hakim olan faz yapısının kübik $L2_1$ yüksek sıcaklık fazına ait olduğu tahmin edilmektedir.

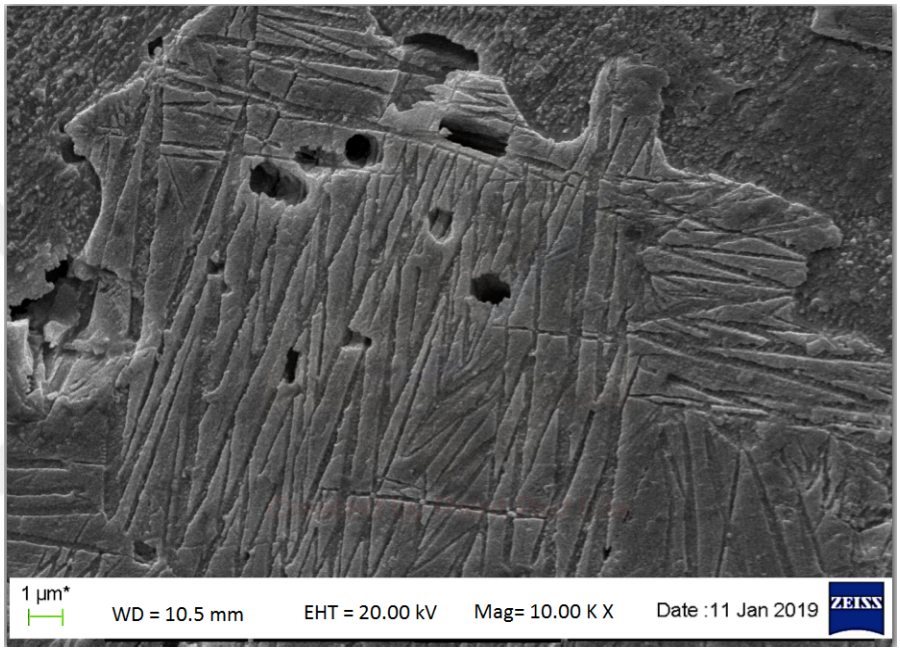



**Şekil 4.67.** 1C Numunesine ait martensit plakaları.




**Şekil 4.68.** 1C numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı.

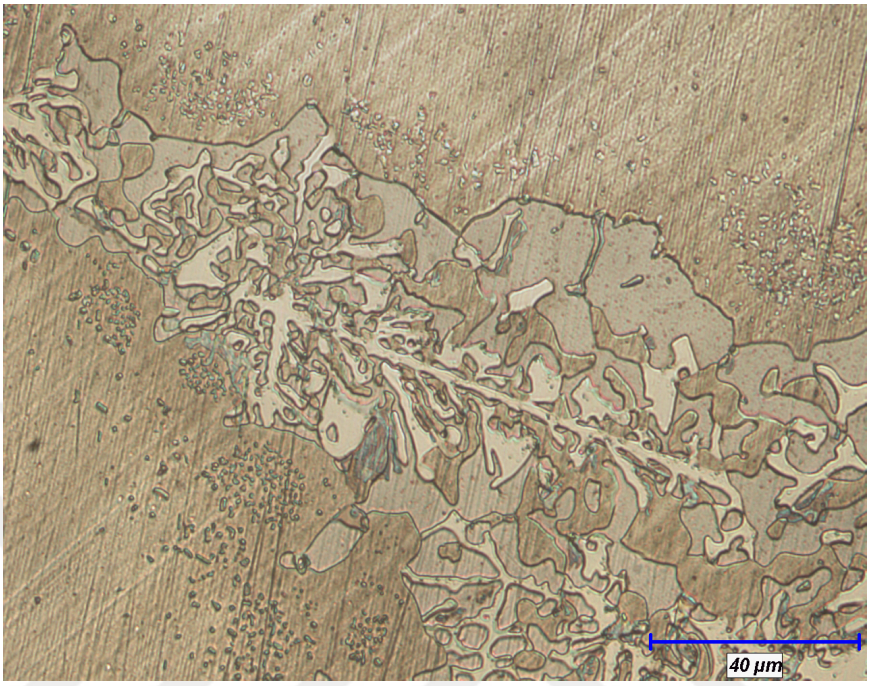
Şekil 4.69'da, iki fazlı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesinin (2C numunesi) SEM görüntüsünde malzeme yüzeyinin Co bakımından zengin ve Co bakımından zayıf fazların sertlikleri dolayısıyla farklı dağlanabilme özelliklerinden dolayı eşit olmayan kabartı yükseltilerinde oldukları anlaşılmaktadır. Şekil 4.69'da görülen kaba tane içerisinde, martensitin lamellerinin birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılardan oluştuğu anlaşılmaktadır. Kaba tanenin özellikle üst kısmında dökümden kaynaklanan derin boşluklar olduğu görülmektedir.




**Şekil 4.69.** 2C Numunesine ait SEM mikro yapısı.

2C numunesinin metal mikroskobu mikrografı ise Şekil 4.70'de verilmiştir. Şekil 4.70'de sol alt köşe ve sağ üst köşede farklı iki büyük tanenin morfolojik yapısı ve birleşme noktaları görülmektedir. İki büyük tanenin birleşme sınırı sol üst köşeden sağ alt köşeye doğru geniş bir ara tampon bölgesi ile birbirinden ayrılmıştır. Bu ara bölgede dağlama asidinin derinleştirdiği bir yumuşak faz bölgesi, muhtemelen sertliğinden dolayı yukarıda kalmış farklı bir faz bölgesi ve yine martensit fazının hakim olduğu adacıklardan oluşan yapılanmaların olduğu anlaşılmaktadır. Bu sınır bölgesinde dağlama asidinin derinleştirdiği faz bölgesinin $\gamma$ yüksek sıcaklık fazına ait olduğu, yukarıda kalan düz adacıkların ise austenit fazı olduğu düşünülmektedir. Şekil 4.70'de martensit plakalar üzerinde bulunan çökeltiler görülmektedir. Bu çökeltilerin

varlığı $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 925 °C de 1 Saat Homojenize olduktan sonra buzlu suda soğutma işleminin etkili olduğu düşünülebilir.

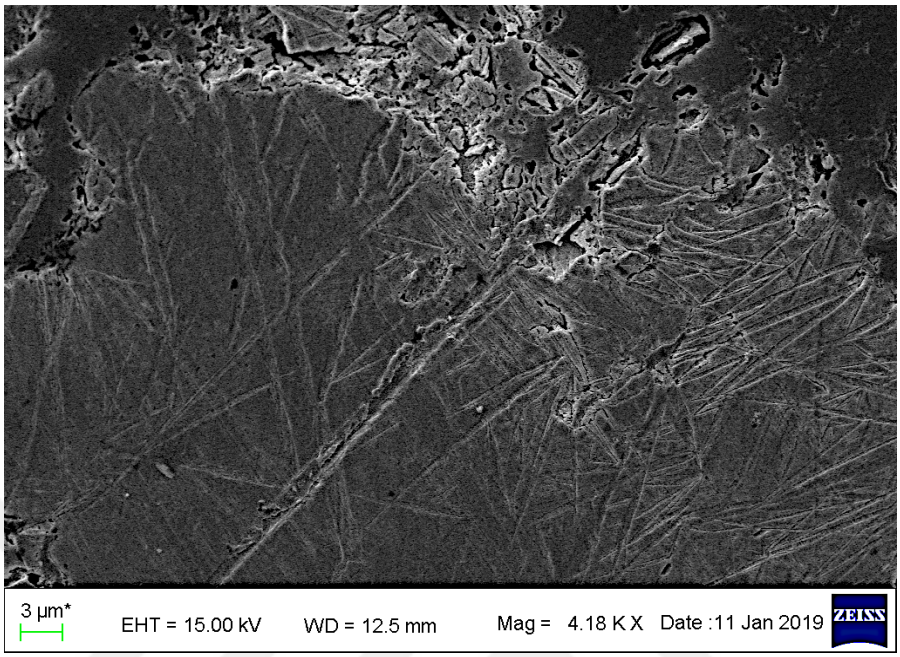



**Şekil 4.70.** 2C numunesine ait martensit plakalar ve çökelti fazları.

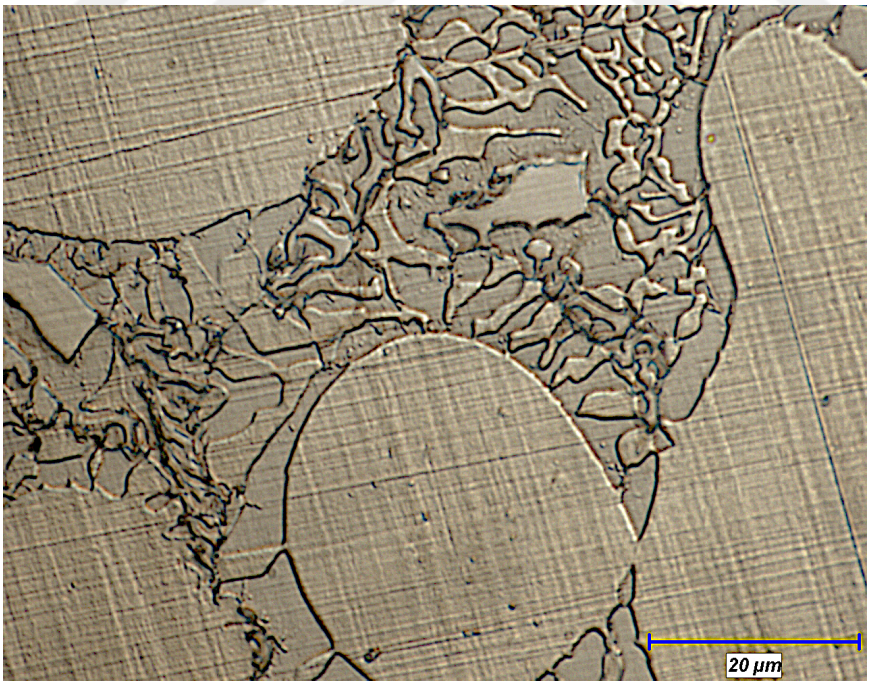
Şekil 4.71, 1D numunesine ait SEM morfolojisini göstermektedir. 1D numunesi Çizelge 3.2'de belirtildiği gibi 950 °C'de 1 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşım numunesidir. 1D numunesine ait SEM görüntüsü incelendiğinde mikrografın büyük bölümünü kaplayan tane yapısının sağ orta ve alt kısımda ince martensit plakalar ve tanenin üst sınır bölgelerinde yoğun bir şekilde döküm boşlukları net olarak gözlenmektedir. Bu durum homojenizasyon sıcaklığının arttırılmasının, martensit plakaların oluşumunun da artışını daha net göstermektedir.

1D numunesinin metal mikroskobu görüntülerinde (Şekil 4.72) kaba tanelere ait tane sınırları genellikle yuvarlak bir morfolojiye sahiptir. X-ışını difraksiyon verilerinden, 950 °C de 1 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşım numunesine (1D Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında çoklu faz içerdiği anlaşılmaktadır. Ancak bu fazlardan iki tanesinin çok daha hakim olduğu görülmektedir. Sol üst köşede, sol alt köşede, sağ alt köşede ve mikroyapı

fotoğrafının alt orta bölümünde tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait büyük taneler görülmektedir.



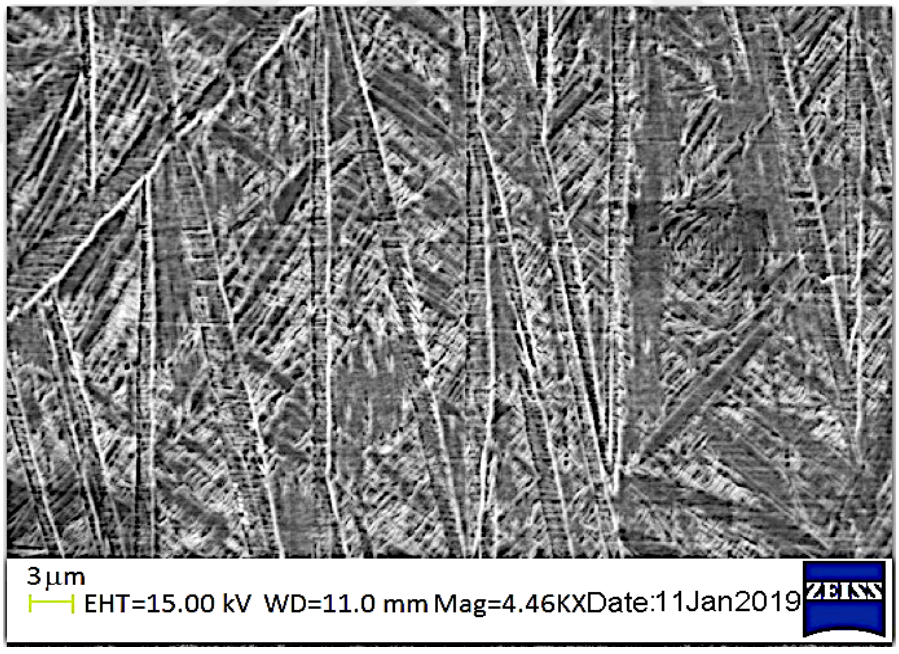

**Şekil 4.71.** 1D Numunesine ait SEM mikro yapısı.




**Şekil 4.72.** 1D numunesine ait dendritik yapılar, $L1_0$ martensit plakalar.

Şekil 4.72'de tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait büyük tane yapılanmalarının ortasında kalan alan içerisine daha küçük $L1_0$ martensit bölgeleri homojen bir şekilde dağılmıştır. Mikroyapı fotoğrafında $L1_0$ martensit fazının dışındaki kalan bölgelerde hakim olan faz yapısının kübik $L2_1$ yüksek sıcaklık fazına ait olduğu anlaşılmaktadır.

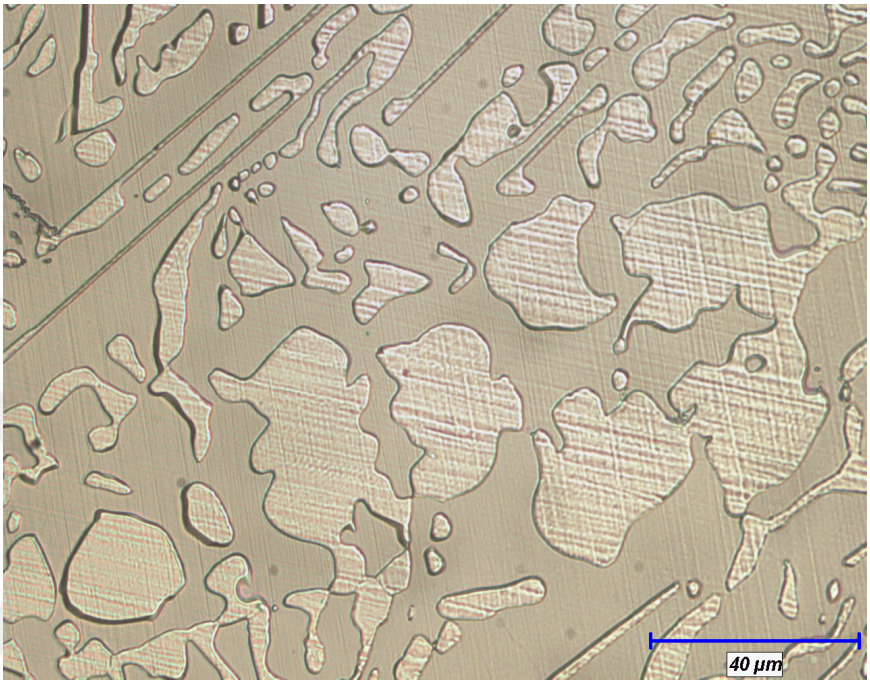
Şekil 4.73, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2D numunesine ait morfolojiyi göstermektedir. X-ışını difraksiyon verilerinden, 950 °C de 1 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğtulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2D Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında çoklu faz içerdiği anlaşılmaktadır. Ancak bu fazlardan dört tanesinin çok daha hakim olduğu görülmektedir. Şekil 4.73'de görülen $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2D numunesine ait SEM mikrografı içerisinde, mikrografın tamamına dağılmış olan yaklaşık 1.5 µm kalınlığında martensitin plakalarının birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılar yaparak yayıldıkları anlaşılmaktadır.




**Şekil 4.73.** 2D Numunesine ait SEM mikro yapısı.

Metal mikroskobu görüntülerine bakıldığında, bu numunede de diğer numunelerde olduğu gibi dendritik yapılara benzeyen morfoloji içerisinde tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait plakalar gözlenmektedir (Şekil 4.74). B2 fazına ait genel yapının ortasında

kalan alan içerisine daha küçük $L1_0$ martensit bölgeleri homojen bir şekilde dağılmıştır. Bu görüntü göz önüne alındığında, sunulan morfolojideki daha alçak bölgelerin daha düz bir yüzeyle kaplı olduğu, ancak daha yüksek alanların belirgin şekilde lamelli yapılarla kaplı olduğu görülmektedir.

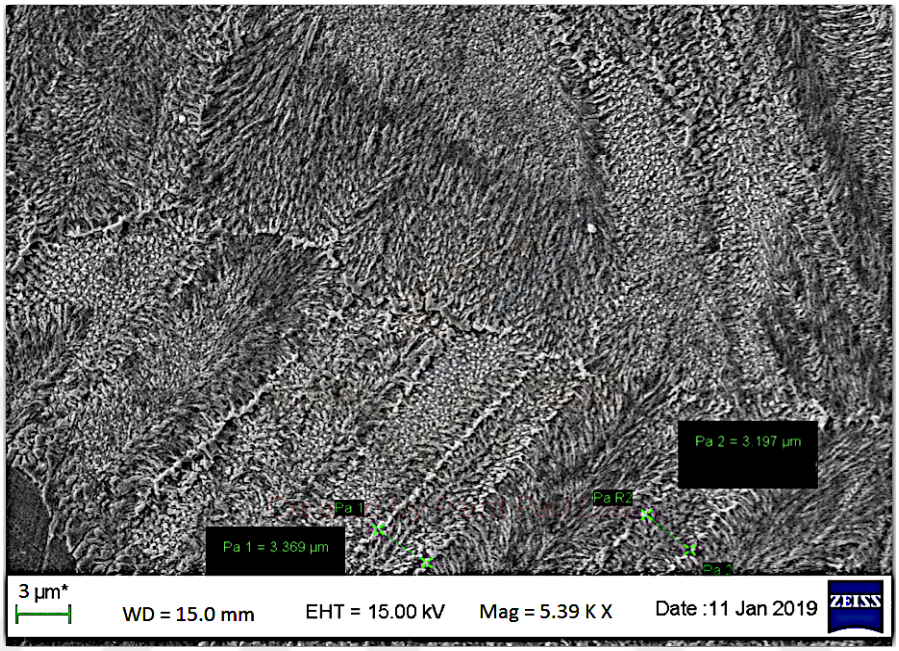



**Şekil 4.74.** 2D numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı.

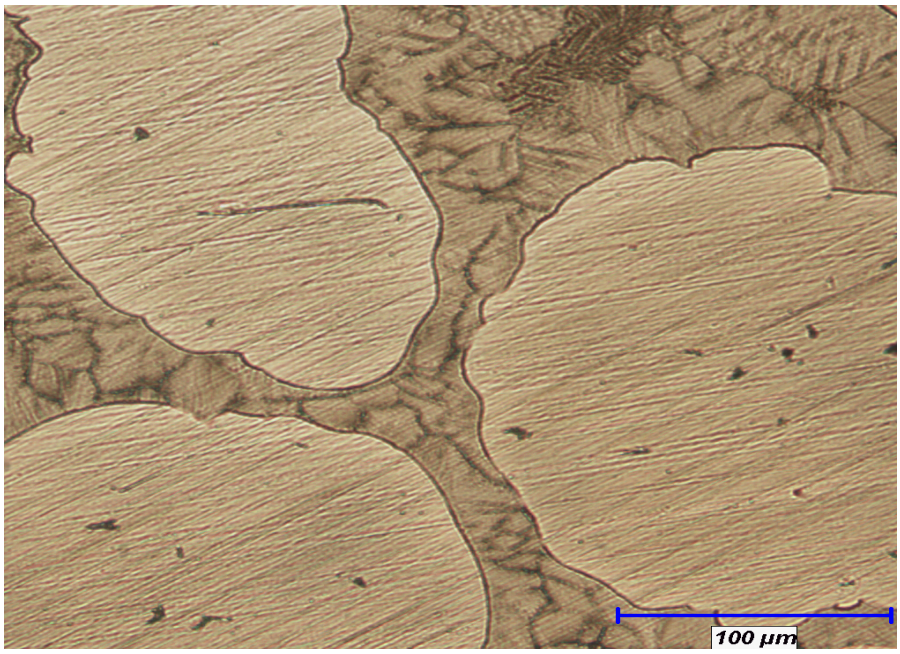
1E numunesine ait SEM mikrografı Şekil 4.75'de verilmiştir. Bu mikrografta, numuneye ait faz oluşumu görülmektedir. Görünen plaka yapılanmalarının kalınlığı ölçülmüştür. Bu numunede gözlenen plakamsı yapıların kalınlıkları birbirlerinden çok farklı değildir. Sol tarafta bulunan plakanın kalınlığı 3.369 µm ve sağ taraftaki plakanın kalınlığı ise 3.197 µm olarak ölçülmüştür. Dendritik yapılar içerisinde gözlenen bu plakamsı oluşumların çoğunun benzer yönelimlere sahip olduğu söylenebilir. Üst tane içerisindeki plakamsı yapılanmalar ve alt tane içerisindeki plakamsı yapılanmalar birbirleriyle belli bir açı yapacak şekilde yönelmişlerdir.

1E numunesine ait metal mikroskobu mikrografı Şekil 4.76'da verilmiştir. Şekilde yüksek sıcaklık ve martensit fazlarına ait morfolojinin bir kısmı görülmektedir. Ayrıca diğer numunelerin mikrograflarında olduğu gibi bu numunede de yüksek sıcaklık

fazının martensit kristallerinin ilerlemesini engellediği düşünülmektedir. 1E numunesi içerisinde görülen içleri martensit plakaları dolu kaba taneler yuvarlak morfolojiye sahip tane sınırlarına sahiptir. Yine $L1_0$ fazına ait plakalar diğer numunelerde de olduğu gibi sık ve birbirine paralel bir şekilde yönelmişlerdir.



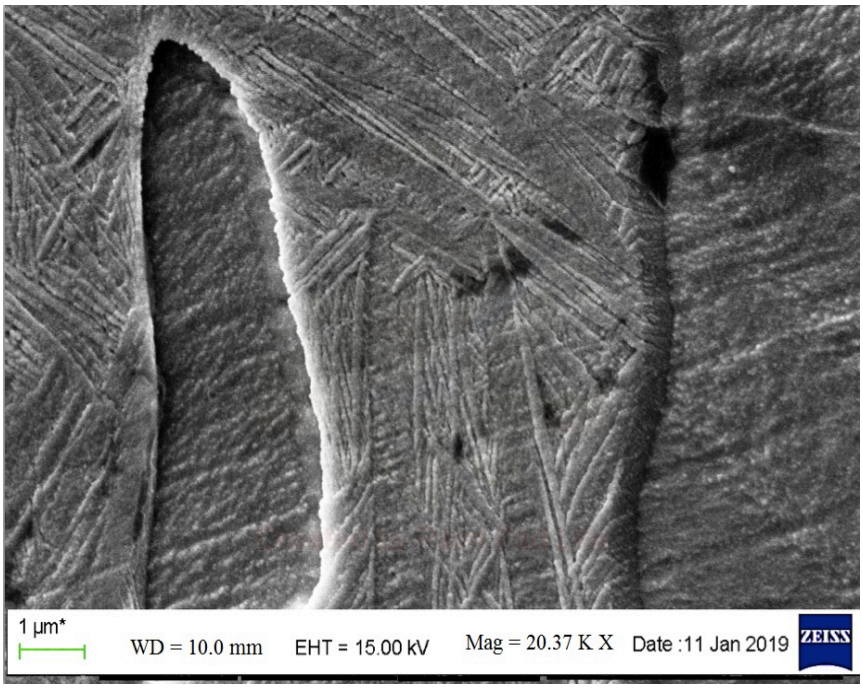

**Şekil 4.75.** 1E Numunesine ait SEM mikro yapısı.



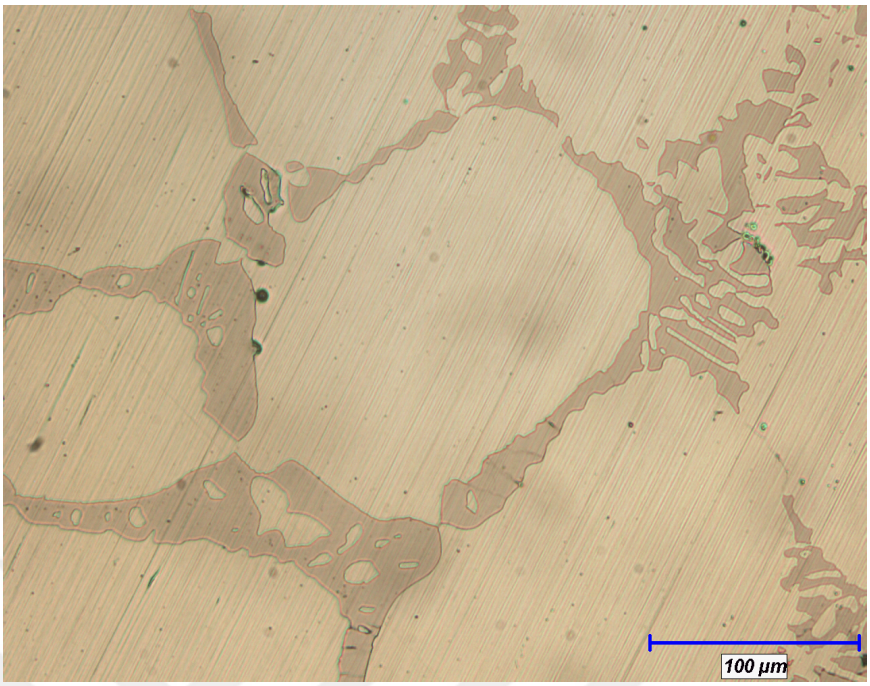

**Şekil 4.76.** 1E numunesine ait dendritik yapılar.

Şekil 4.77'de görülen 2E numunesine ait SEM mikrografı içerisinde, özellikle sol tarafta bulunan tane içerisinde dağılmış olan martensit plakalarının birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılar yaparak yayıldıkları anlaşılmaktadır. Bu şekilde oluşan martensit plakalar dışarıdan uygulanan bir etki veya uygulanan bu etkinin kaldırılması ile ileri ve geri yönde hareket ederler. Mikrografı dolduran plakalar genel olarak tek yönde istiflenmemişlerdir.

Şekil 4.78'de ise 2E numunesinin metal mikroskobu ile belirlenmiş kaba taneler içerisinde $L1_0$ martensit plakaları gözlenmektedir. Bu kaba tanelerin etrafı kısmen sürekli ve kalın çökelti şeklinde yüksek sıcaklık fazı olan $L2_1$ den oluşmaktadır. Tane sınırları genellikle yuvarlak bir morfolojiye sahiptir. $L1_0$ martensit yüksek sıcaklık bölgesinde oluşan austenit fazının, daha düşük sıcaklıklarda kristal yapısının değişerek bir habit düzlemi üzerinden bct kristal yapıya dönüşmesi sonucu meydana gelir. Birbirleri ile aynı uyum içinde olan kabartı grupları $\gamma$ (A1) ve $\beta$(B2) faz bölgesinden ani soğutma işlemi sonunda $\beta$ (B2)$\rightarrow L1_0$ veya $L2_1 \rightarrow L1_0$ dönüşümü geçirerek meydana geldikleri gibi $M_S$ sıcaklığının üstündeki bir sıcaklık değerinde soğutma ile de oluşabilirler [97].

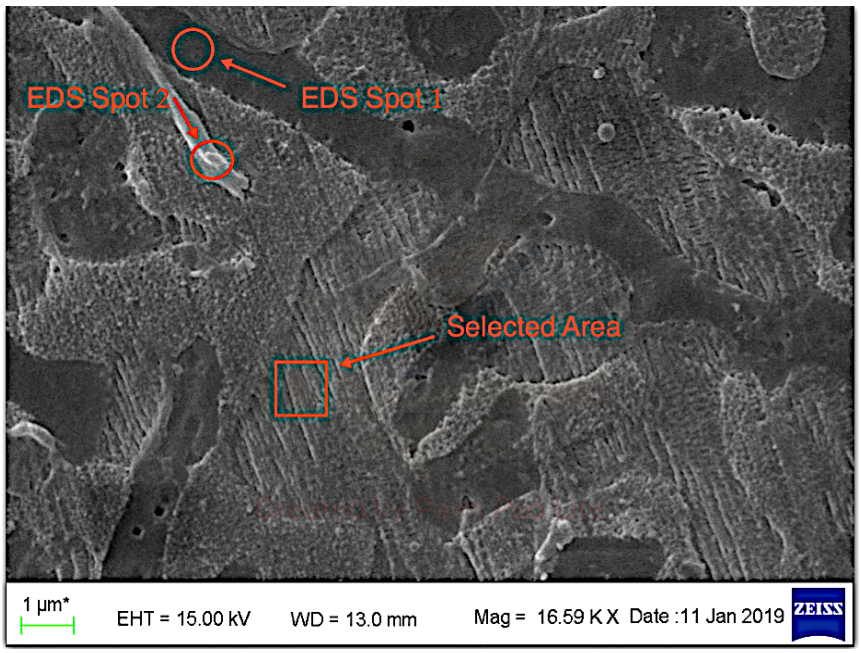



**Şekil 4.77.** 2E Numunesine ait SEM mikro yapısı.

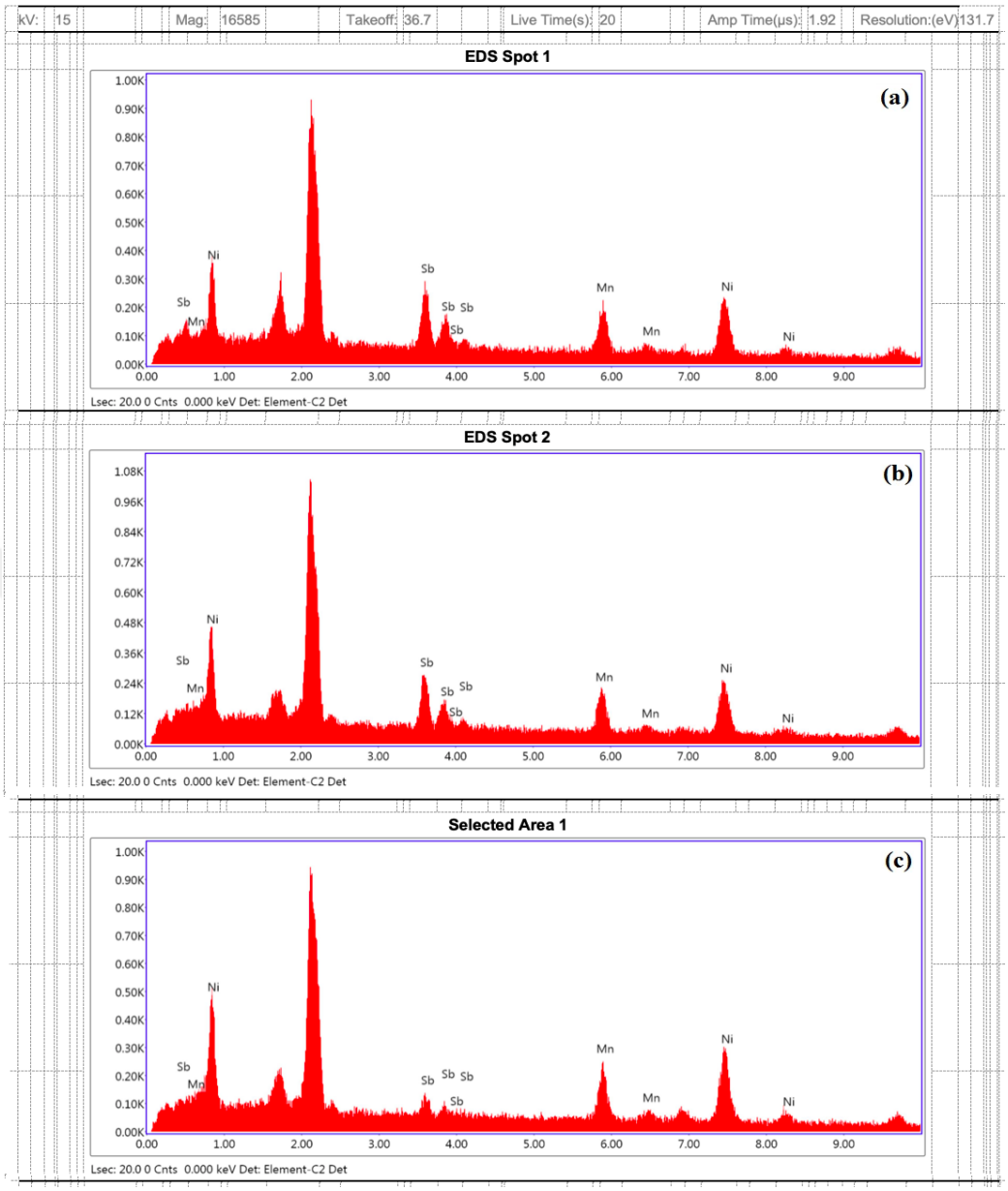



**Şekil 4.78.** 2E numunesine ait dendritik yapılar.

Şekil 4.79, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının 1F numunesine ait SEM morfolojisini göstermektedir. X-ışını difraksiyon verilerinden, 1000 °C de 1 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşım numunesine (1F Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında çoklu faz içerdiği anlaşılmaktadır.




**Şekil 4.79.** 1F Numunesine ait SEM mikro yapısı.



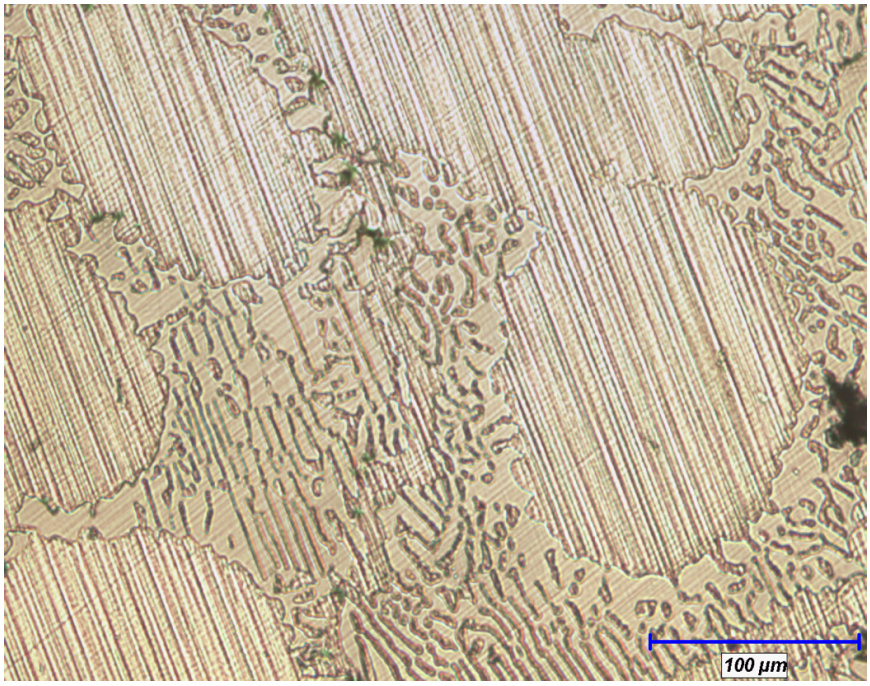

**Şekil 4.80.** 1F Numunesine ait EDS analizleri a) Spot 1 b) Spot 2 c) Seçili Alan 1.

1F numunesine ait ve Şekil 4.80'de verilmiş olan EDS analizlerine (Çizelge 4.41) bakıldığında yüzey kabartısı olarak ifade edilen bölgenin diğer bölgeler ile kıyaslandığında Ni açısından daha zengin ve Sb açısından daha fakir olduğu anlaşılmaktadır.

**Çizelge 4.41.** 1F Numunesine ait mikro yapı analizi.

| | Spot 1 | | Spot 2 | | Seçili Alan 1 | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Element** | % Ağ. | % At. | % Ağ. | % At. | % Ağ. | % At. |
| **$Sb_L$** | 21.14 | 11.26 | 20.56 | 10.92 | 7.62 | 3.77 |
| **$Mn_K$** | 21.72 | 25.63 | 21.22 | 24.98 | 21.78 | 23.86 |
| **$Ni_K$** | 57.14 | 63.11 | 58.21 | 64.10 | 70.60 | 72.38 |

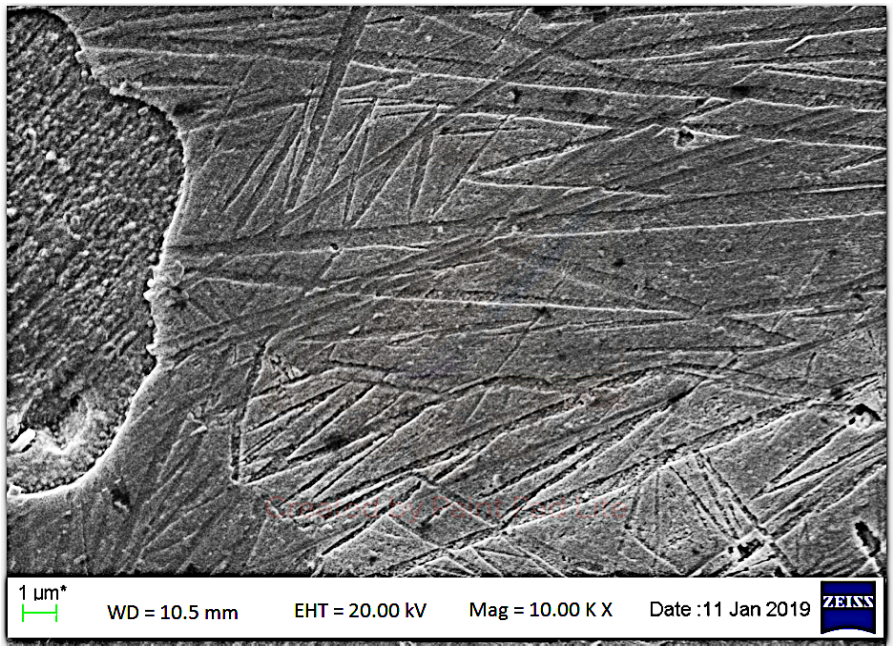
1F numunesinde yüzey kabartısı olarak ifade edilen martensit plakalarının elementel oranlarınıon 1A numunesinden alınan sonuçlarla büyük uyum içerisinde olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 4.81, 1F numunesine ait metal mikroskobu morfolojisi kaba dendritik yapıları göstermektedir. Bu dendritik yapılar iki farklı bölgeden oluşmaktadır. X-ışını difraksiyon verilerinden bu farklı bölgelerin kübik $L2_1$ yüksek sıcaklık fazı ve $L1_0$ martensit fazlarıdır. Bu ayrım farklı bölgelerde meydana gelen kompozisyon içeriğinin birbiri ile aynı olmamasından kaynaklanmaktadır. Bu numunede de diğer numunelerde olduğu gibi kaba dendritik yapılara benzeyen morfoloji içerisinde tetragonal L10 martensit fazına ait plakalar içeren ortalama 120µm çapında dairesel taneler gözlenmektedir (Şekil 4.81).




**Şekil 4.81.** 1F numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı.

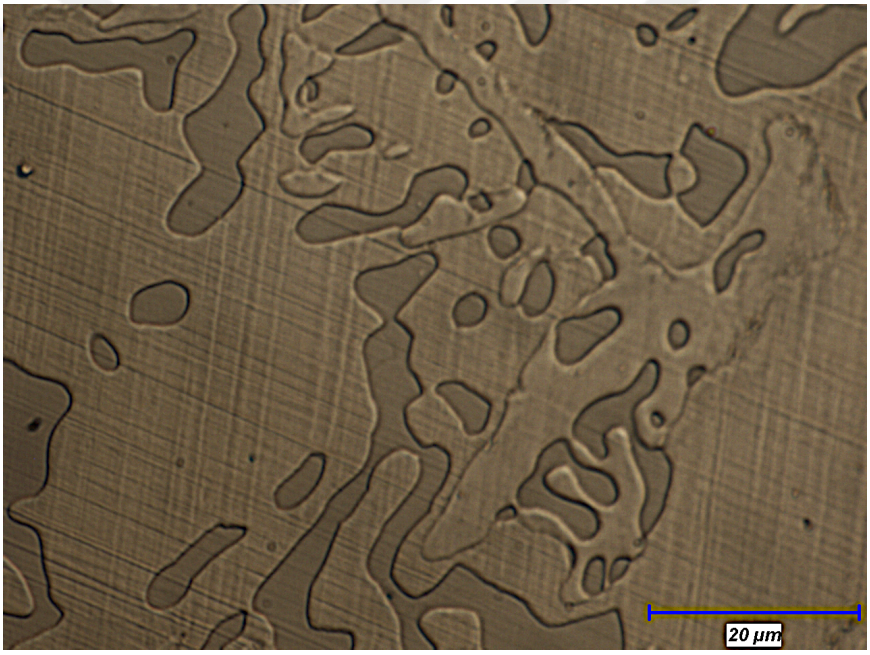
Şekil 4.81'de taneler içerisinde bulunan $L1_0$ martensit plakaların birbirlerine paralel oldukları anlaşılmaktadır. Denritik yapı görüntüsü sergileyen Co-Ni bazlı şekil hafızalı malzemelerin sıvı ve katı eğri aralığı geniş olduğunundan, bu çalışmada morfolojisi verilmiş olan Ni-Mn bazlı alaşımlarda benzer özellikler göstermektedir. Şekilde görüldüğü gibi alaşımın ısıl işlemden önce orijinal matriksi martensit fazı değil austenit fazıdır. O halde gerçekleştirilmiş olan bu çalışmada ısıl işlem görmemiş olan 1F numunemizde alınan optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde ve benzerlikler karşılaştırıldığında dendritik yapılar içerisinde sıvı ve katı eğri aralığının geniş olduğunu söyleyebiliriz [97].

Şekil 4.82, 2F numunesine ait SEM morfolojisini göstermektedir. Şekilde hem martensitik plakalar hem de numunede iki tane yapısını birbirinden ayıran tane sınırı net bir şekilde gözlenmektedir. SEM mikrografının sağ tarafında bulunan kaba tanenin tamamına dağılmış olan martensit plakalarının birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılar yaparak yayıldıkları anlaşılmaktadır. X-ışını sonuçları incelendiğinde Bain yönelim ilişkileri olan bu martensit plakaların 14M martensit fazına ait plakalar oldukları tahmin edilmektedir. Sol tarafta bulunan tane içerisinde bulunan martensit plakaların ise $L1_0$ martensit fazına ait plakalar oldukları tahmin edilmektedir.




**Şekil 4.82.** 2F Numunesine ait SEM mikro yapısı.

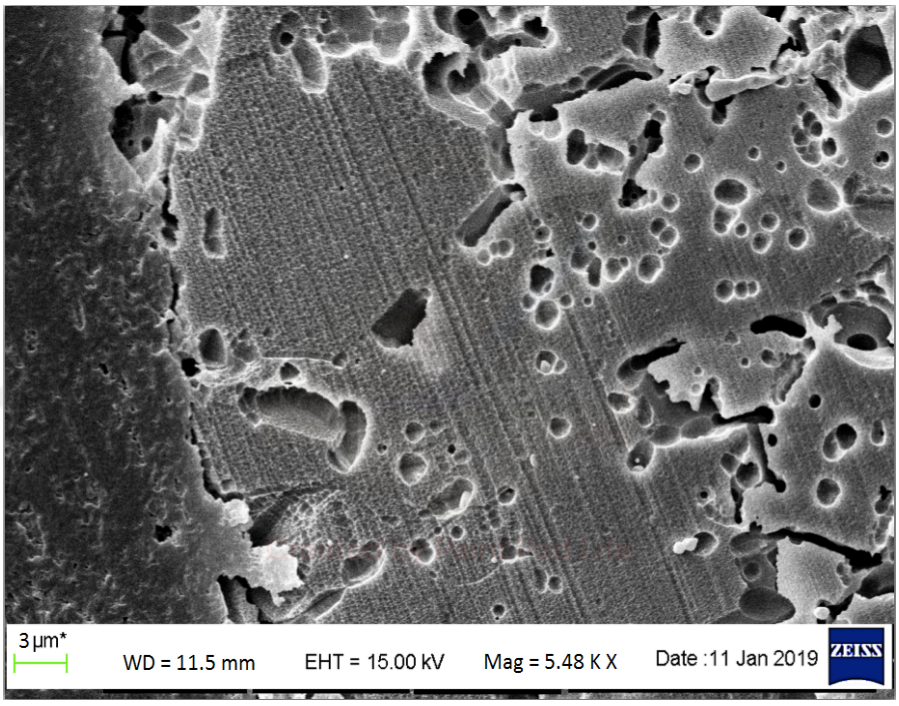
Şekil 4.83, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2F numunesine ait metal mikroskobu morfolojisini göstermektedir. X-ışını difraksiyon verilerinden, 1000 °C de 1 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2F Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında çoklu faz içerdiği anlaşılmaktadır. Bu numune ise dendritik yapıları ihtiva etmektedir. Bu dendritik yapılar iki farklı bölgeden oluşmaktadır. Bu ayrım farklı bölgelerde meydana gelen kompozisyon içeriğinin birbiri ile aynı olmamasından kaynaklanmaktadır. Diğer numunelerde olduğu gibi dendritik yapılanmalar içerisinde tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait plakalar bulunmaktadır. Tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait büyük tane yapılanmalarının dışında mikroyapı fotoğrafında bulunan ikinci faz ise kübik B2 yüksek sıcaklık fazıdır.




**Şekil 4.83.** 2F numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları.

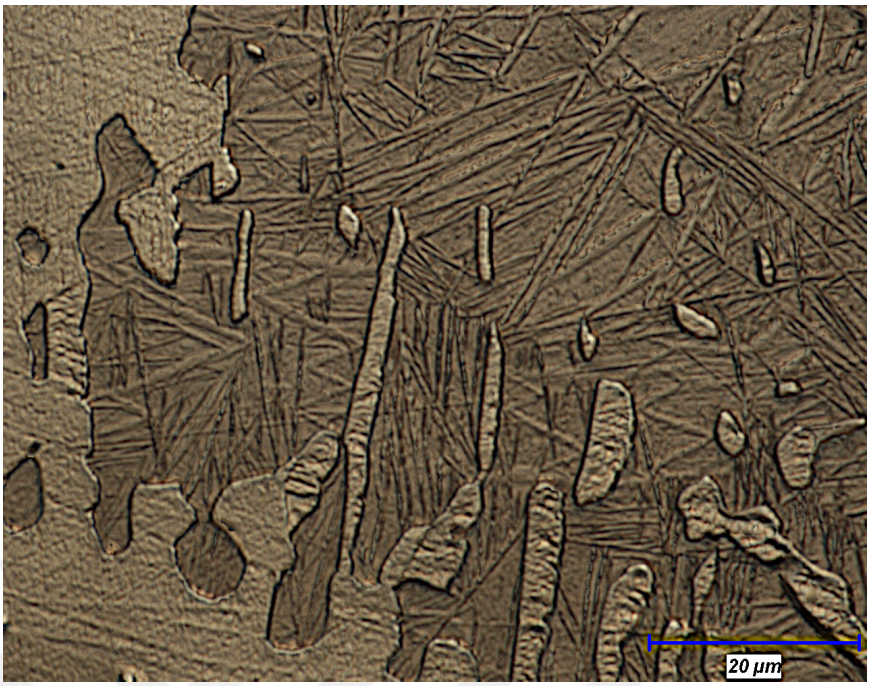
Şekilde görüldüğü gibi alaşımın ısıl işlemden önce orijinal matriksi martensit fazı değil $\beta$ austenittir. O halde gerçekleştirilmiş olan bu çalışmada ısıl işlem görmemiş olan 2F numunemizde alınan optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde ve benzerlikler karşılaştırıldığında dendritik yapılar içerisinde sıvı ve katı eğri aralığının geniş olduğunu ayrıca alaşım içerisinde $\gamma$ dendritlerinin bulunduğunu söyleyebiliriz [97].

1G numunesine ait SEM mikrografı Şekil 4.84'de verilmiştir. Şekilden de görüleceği gibi mikrografta birçok döküm boşluğu tespit edilmiştir. Ayrıca sol kısımda yukarıdan aşağıya doğru inen bir mikro çatlak olduğu anlaşılmaktadır. Bu SEM mikrografında martensit plakalar görülmemektedir. Şekil 4.85'de görülen ve metal mikroskobundan elde edilmiş olan mikrografın sağ tarafında bulunan tane içerisine tamamen dağılmış olan martensit plakalarının birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılar yaparak yayıldıkları anlaşılmaktadır. Sağ ve sol taneler içerisinde bulunan martensit plakalarının morfolojilerinden kristalografik yapılarının da birbirinden farklı olduğu anlaşılmaktadır.




**Şekil 4.84.** 1G Numunesine ait SEM mikro yapısı.

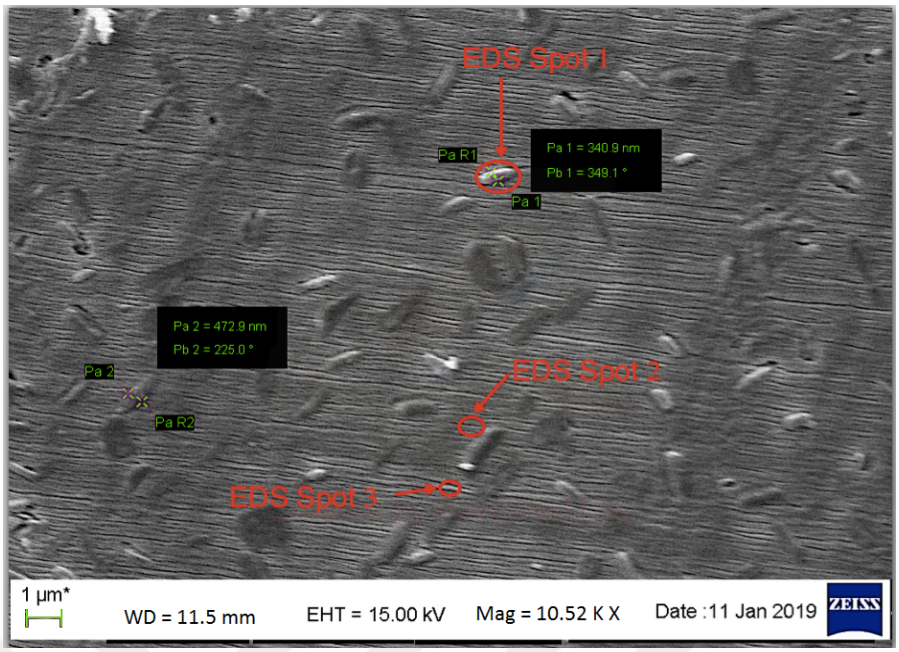
Daha önceki numunelerden alınmış olan EDS analizlerine bakıldığında Şekil 4.85'de sol tarafta bulunan $L1_0$ martensit fazına ait yüzey kabartısı olarak ifade edilen bölgenin diğer bölgeler ile kıyaslandığında Ni açısından daha zengin ve Sb açısından daha fakir olduğu tahmin edilmektedir. X-ışını difraksiyon verilerinden sağ taraftaki büyük tane içerisindeki kabartıların ise 5M martensit fazına ait olduğu anlaşılmaktadır. İki farklı martensit fazına ait kompozisyon içeriğide birbiri ile aynı olmayacaktır.




**Şekil 4.85.** 1G numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları.

Şekil 4.86, 2G numunesine ait parlatılmış ve dağlanmış yüzeyden elektron saçılması sonucu elde edilen bir SEM görüntüsünü sunmaktadır. Numune, genel olarak plaka benzeri bir mikro yapıya sahiptir. Numune boyunca mikroyapısal bileşenlerin veya fazların tam bir değişimini gösteren, iç kısmından yüzeyine belirli bir plaka kalınlaşması yoktur. Şekil 4.87'de verilmiş olan EDS ölçümlerine (Çizelge 4.42) dayanarak, filmin üst tabakasındaki plakaların NM martensitinden, plakalar arasındaki oluşumların ise çökelti fazı olduğu ortaya çıkar. Martensit plakalar arasında bulunan çökeltilerden yukarıda görünenin boyutu 340.9 nm ve sol alt kısımda bulunanın boyutu 472.9 nm olarak ölçülmüştür.

2G numunesine ait ve Şekil 4.87'de verilmiş olan EDS analizlerine (Çizelge 4.42) bakıldığında yüzey kabartısı olarak ifade edilen bölgelerin çökelti fazı ile kıyaslandığında elementel olarak bir ayırdıma gitmenin zor olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca, XRD sonuçlarının birleştirilmesiyle, NM martensitinin ve austenit fazının yanında 7M, 10M ve 14M gibi ara martensit fazlarının yer almadığı sonucuna varılmıştır.

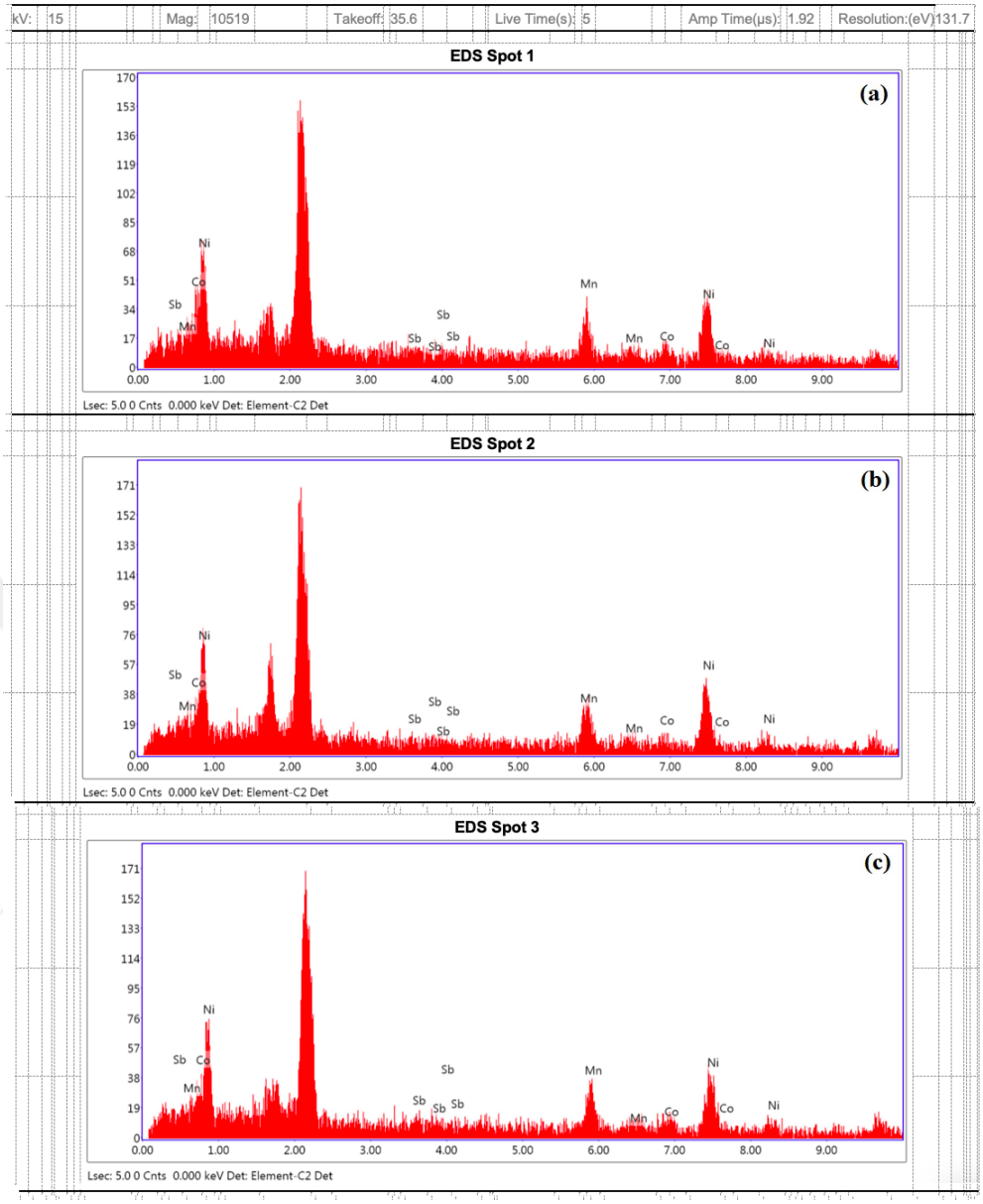



**Şekil 4.86.** 2G Numunesine ait SEM mikro yapısı.

Şekil 4.88, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2G numunesine ait metal mikroskobundan elde edilmiş olan morfolojiyi göstermektedir. X-ışını difraksiyon verilerinden, 1000 °C de 2 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2G Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında çoklu faz içerdiği anlaşılmaktadır. Bu numunede de diğer numunelerde olduğu gibi dendritik yapılara benzeyen morfoloji tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait plakalar içermektedir.

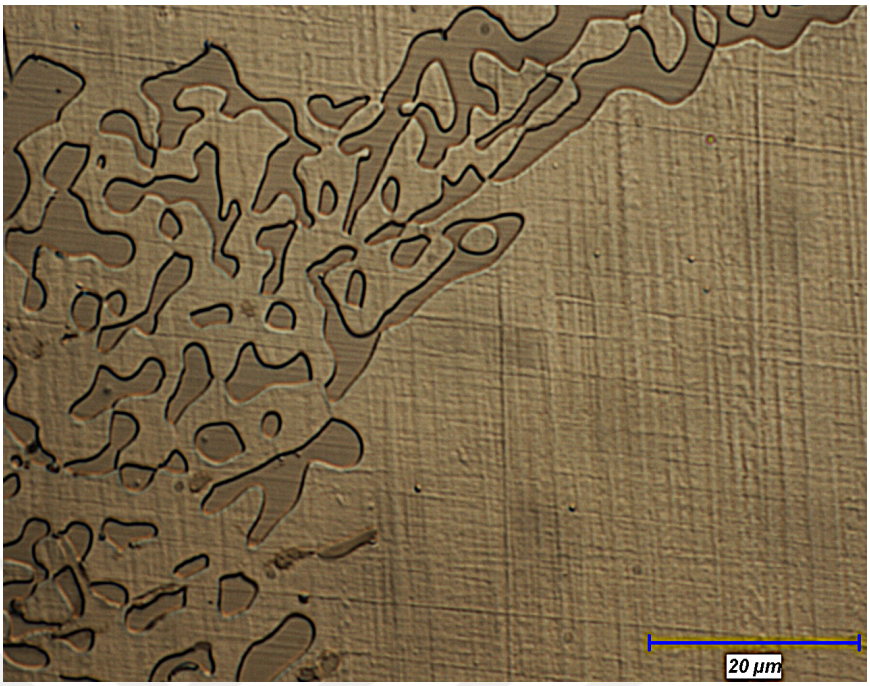
**Çizelge 4.42.** 2G Numunesine ait mikro yapı analizi.

| | Spot 1 | | Spot 2 | | Spot 3 | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Element** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** |
| **$Sb_L$** | 3.56 | 1.73 | 1.98 | 0.95 | 2.92 | 1.41 |
| **$Mn_K$** | 21.72 | 23.31 | 23.32 | 24.80 | 22.37 | 23.92 |
| **$Co_K$** | 18.64 | 18.64 | 16.75 | 16.60 | 19.99 | 19.92 |
| **$Ni_K$** | 56.08 | 56.31 | 57.95 | 57.65 | 54.72 | 54.75 |




**Şekil 4.87.** 2G Numunesine ait EDS analizleri a) Spot 1 b) Spot 2 c) Spot 3.

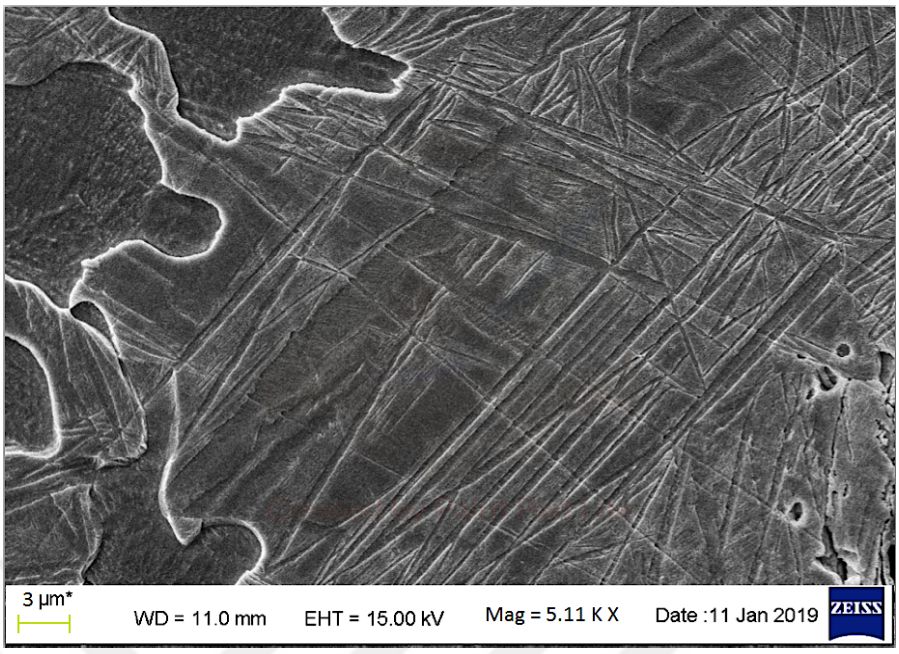
Şekil 4.89'da görülen 1H numunesine ait SEM mikrografı içerisinde bulunan kaba tanenin tamamına dağılmış olan martensit plakalarının birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılar yaparak yayıldıkları anlaşılmaktadır. Şekil 4.90'da görülen metal mikroskobuna ait mikrografın içerisine tamamen dağılmış olan martensit plakalarının birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılar yaparak yayıldıkları anlaşılmaktadır.



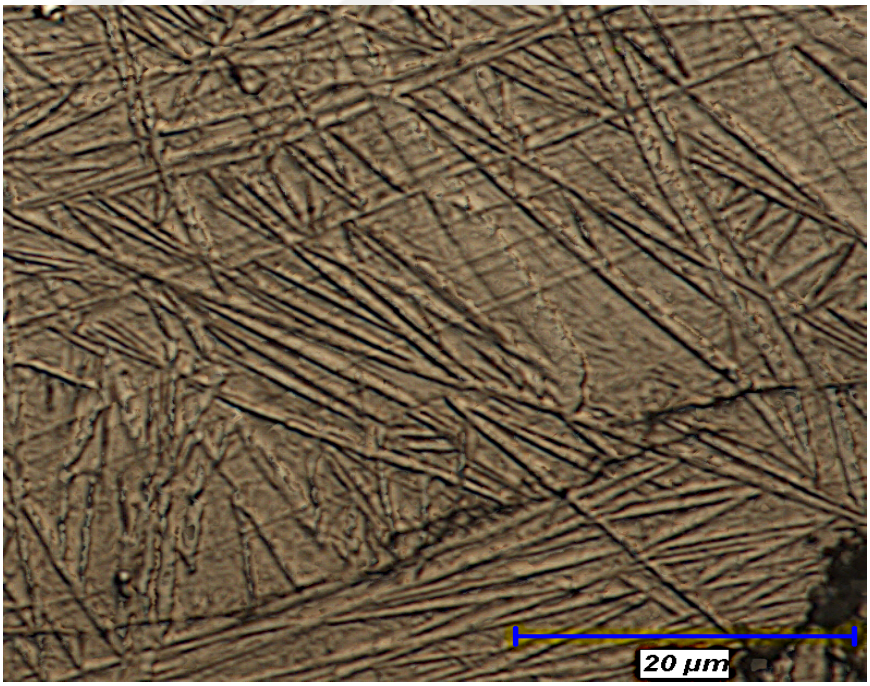

**Şekil 4.88.** 2G numunesine ait dendritik yapılar ve $L1_0$ martensit fazı plakaları.

2H numunesi içerisinde tane sınırları yuvarlak şekilde oluşmuş bol miktarda ince tanelere ait SEM mikrografı görülmektedir (Şekil 4.91). X-ışını difraksiyon verilerinden, 1000 °C de 4 saat homojenize olduktan sonra buzlu suda soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2H Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında beş fazlı olduğu ve baskın olarak tetragonal $L1_0$ yapısına sahip martensit tanelerini içerdiği bulunmuştur. Şekil 4.91'de verilen SEM görüntüsü bu durumu kanıtlamaktadır. İnce taneler içerisinde bulunan martensit fazının paralel lamellerden oluştuğu anlaşılmaktadır.

Şekil 4.92, 2H numunesine ait metal mikroskobu kullanılarak elde edilmiş morfolojiyi göstermektedir. Bu numunede de tane yapılanmalarının arasında β fazı ile karşılaştırıldığında daha yumuşak ve sünek γ fazına ait olduğu düşünülen yapıların varlığı dikkat çekmektedir. Mikrograf içerisinde kaba taneler dendritik morfoloji içerisinde sol alt köşeden sağ üst köşeye doğru sıralı bir şekilde çaprazlamasına dizilmiştir. Bu tane yapılanmaları yuvarlak tane sınırlarına sahiptir. Ayrıca şekiller incelendiğinde dendritik yapılar içerisindeki martensitik plakalar net bir şekilde gözlenmektedir



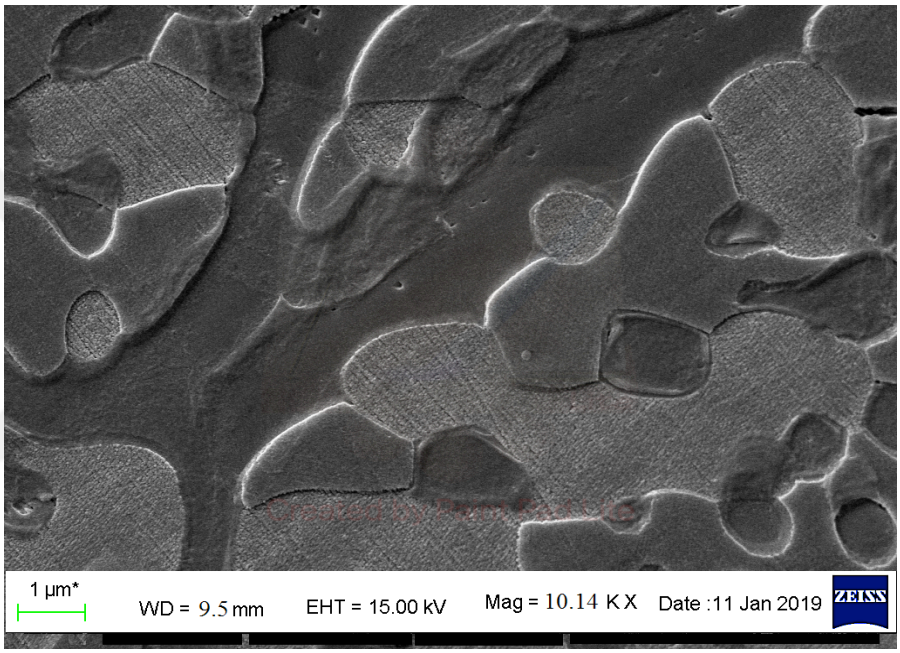

**Şekil 4.89.** 1H Numunesine ait SEM mikro yapısı.




**Şekil 4.90.** 1H numunesine ait martensit plakaları.

Burada numuneye ait tane (grain) içlerinde martensit plakaların şekillenimleri ve üzerindeki çökeltiler net bir şekilde görülmektedir. Bu plakaların genel olarak birbiri

ile paralel bir düzene sahip oldukları da anlaşılmıştır. X-ışını difraksiyon verilerinden bu plakaların tetragonal $L1_0$ martensit fazı olduğu anlaşılmaktadır. Liu, J. ve arkadaşlarının CoNi bazlı alaşım üzerinde yapmış olduğu çalışmaya benzemektedir [16]. Liu, J. ve arkadaşları, denritik yapı görüntüsü sergileyen malzemenin sıvı ve katı eğri aralığının geniş olduğunu ifade etmektedir. Şekilde görüldüğü gibi alaşımın ısıl işlemden önce orijinal matriksi martensit fazı değil $\beta$ austenittir. Liu, J. ve arkadaşlarının elde ettikleri morfolojiye benzer şekilde 2H numunesinin içerisinde de $\gamma$ dendritlerinin bulunduğunu anlaşılmaktadır [97].




**Şekil 4.91.** 2H Numunesine ait SEM mikro yapısı.

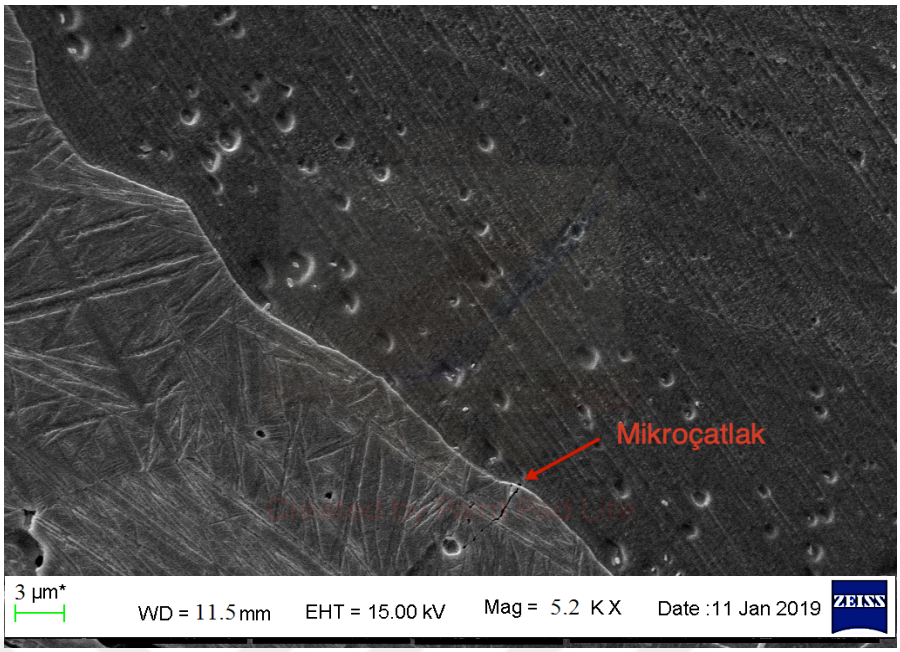
$Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımına ait 1I numunesinin SEM mikrografı Şekil 4.93'de verilmiştir. Burada numuneye ait iki adet tanenin bir kısmı görülmektedir. Özellikle sol tarafta bulunan tanede oldukça yoğun martensit plakalara rastlanmıştır. Sağ üst köşede bulunan tane üzerinde bulunan ve tane sınırına doğru yoğun bir şekilde yerleşmiş çökelti fazları net bir şekilde görülmektedir. Ayrıca mikrograf üzerinde, tane sınırının alt kısmına doğru, tane sınırına dik bir şekilde büyümüş bir mikroçatlak bulunmaktadır. Ni-Mn alaşımlarında, özellikle de Sb katkılı Ni-Mn alaşımlarında mikroçatlak oluşumu oldukça sık görülen bir sorundur. Ancak Alaşım 1 ve Alaşım 2 den alınan metalografik görüntülerde mikroçatlak oluşumuna Alaşım 1I dışında rastlanmamıştır. Ayrıca Ni-Mn içerisine Co katkılamasının mikroçatlak oluşum

sorununu genel olarak çözdüğü anlaşılmaktadır. Şekil 4.94 de metal mikroskobu görüntüsü verilmiş olan 1I numunesinin X-ışını analizlerinden tanenin içerisine yoğun ve homojen bir şekilde dağılmış plakaların 5M veya 14M yapısı olduğu ve yerleşimlerinin birbiriyle uyumlu (self accomodated) istiflendiği görülmektedir.

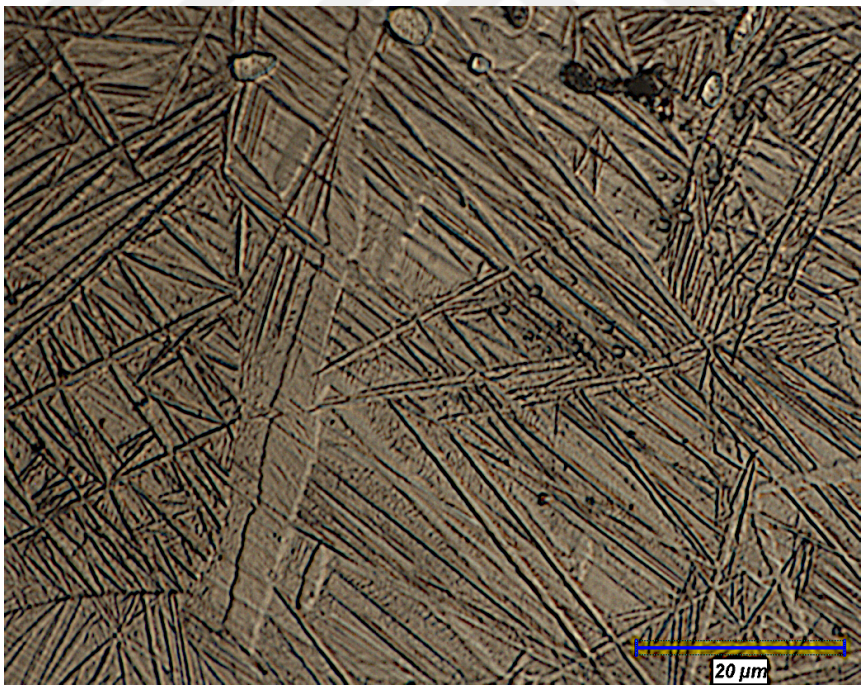
**Şekil 4.92.** 2H numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları.

Şekilde yayılan martensitin plakalarının birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılar yaparak yayıldıkları anlaşılmaktadır. Martensit plakalar sık bir yapıya sahiptir ve oldukça belirgindir. Bu durum homojenizasyon süresinin arttırılmasının, martensit plakaların oluşumunun da artışını daha net göstermektedir.

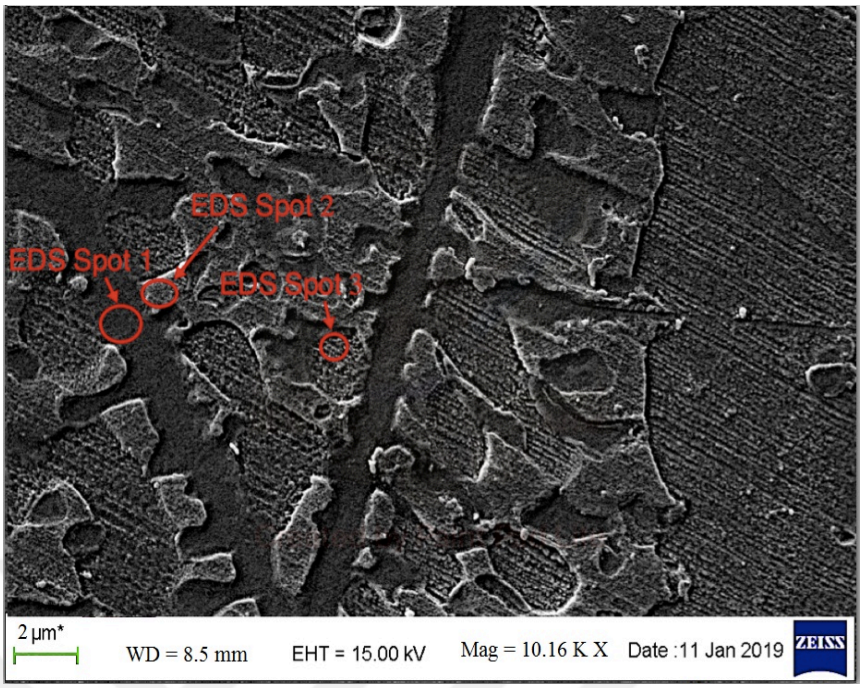
1000 °C de 6 saat homojenize olduktan sonra buzlu suda soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının SEM görüntüsü Şekil 4.95'de sunulmuştur. X-ışını difraksiyon verilerinden, 1000 °C de 6 saat homojenize olduktan sonra buzlu suda soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2I Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında beş faz içermesinin yanında numune içerisinde hakim olan fazların, kübik $L2_1$ yüksek sıcaklık fazı ve tetragonal $L1_0$ yapısına sahip martensit fazı olduğu anlaşılmaktadır.




**Şekil 4.93.** 1I Numunesine ait SEM mikro yapısı.




**Şekil 4.94.** 1I numunesine ait martensit plakaları.




**Şekil 4.95.** 2I Numunesi ait SEM mikro yapısı.

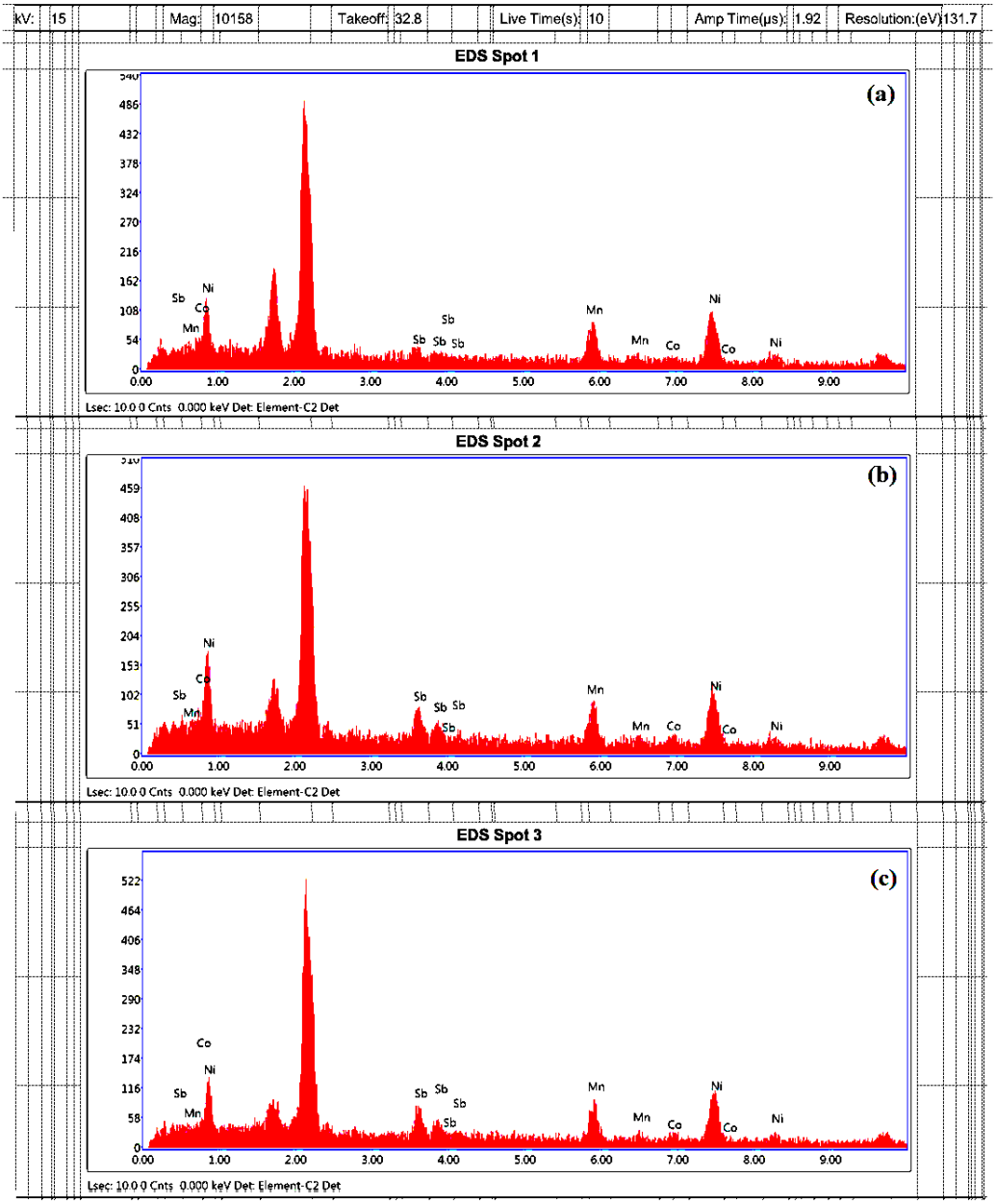
Şekil 4.95 da bu durumu kanıtlamaktadır. Aşağıda verilen mikroyapısal gözlem, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının yönlü olarak katılaşan dendritik yapılarını göstermektedir. Ayrıca dendritik yapılar içerisinde bazı yüzey kabartılarınında olduğu anlaşılmaktadır. 2I numunesine ait ve Şekil 4.96'de verilmiş olan EDS analizlerine (Çizelge 4.43) bakıldığında siyah ve en yumuşak faz olduğu tahmin edilen bölgenin (EDS Spot 1) diğer bölgeler ile kıyaslandığında Mn ve Co açısından daha zengin, Ni ve Sb açısından daha fakir olduğu anlaşılmaktadır. Bu bölgenin asit tarafından en fazla derinleştirilen faz yapısı olması dolayısıyla γ yüksek sıcaklık fazı olduğu tahmin edilmektedir. Liu, J. ve arkadaşlarının elde ettikleri morfolojiye benzer şekilde 2I numunesinin içerisinde de $\gamma$ dendritlerinin bulunduğunu anlaşılmaktadır. O halde gerçekleştirilmiş olan bu çalışmada 2I numunemizde alınan mikroskop görüntüleri incelendiğinde ve benzerlikler karşılaştırıldığında dendritik yapılar içerisinde sıvı ve katı eğri aralığının geniş olduğunu ayrıca alaşım içerisinde $\gamma$ dendritlerinin bulunduğunu söyleyebiliriz. Dağlama asidinin en az aşındırdığı, dolayısıyla en sert olduğu tahmin edilen faz ise ana austenit fazıdır (EDS Spot 2). Ana austenit fazın ise Sb açısından daha zengin, Co açısından daha fakir olduğu anlaşılmaktadır. Martensit plakalarının üzerinden alınan EDS analizi sonuçlarına göre, diğer bölgeler ile

kıyaslandığında Mn açısından daha fakir, Ni açısından daha zengin olduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 4.97, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2I numunesine ait metal mikroskobu görüntülerinden alınmış olan morfolojiyi göstermektedir. X-ışını difraksiyon verilerinden, 1000 °C de 6 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2I Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında çoklu faz içerdiği anlaşılmaktadır. X-ışını difraksiyon verilerinden bu farklı bölgelerin kübik B2 veya kübik $L2_1$ yüksek sıcaklık fazları, sünek γ yüksek sıcaklık fazı ve $L1_0$ martensit fazıdır. Bu ayrım farklı bölgelerde meydana gelen kompozisyon içeriğinin birbiri ile aynı olmamasından kaynaklanmaktadır. Bu numunede de diğer numunelerde olduğu gibi dendritik yapılara benzeyen morfoloji tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait plakalar içermektedir. Şekilden de görüleceği gibi martensit plakalar sık bir yapıya sahiptir ve oldukça belirgindir. Tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait büyük tane yapılanmalarının dışında mikroyapı fotoğrafında bulunan ikinci faz ise kübik $L2_1$ yüksek sıcaklık fazıdır.

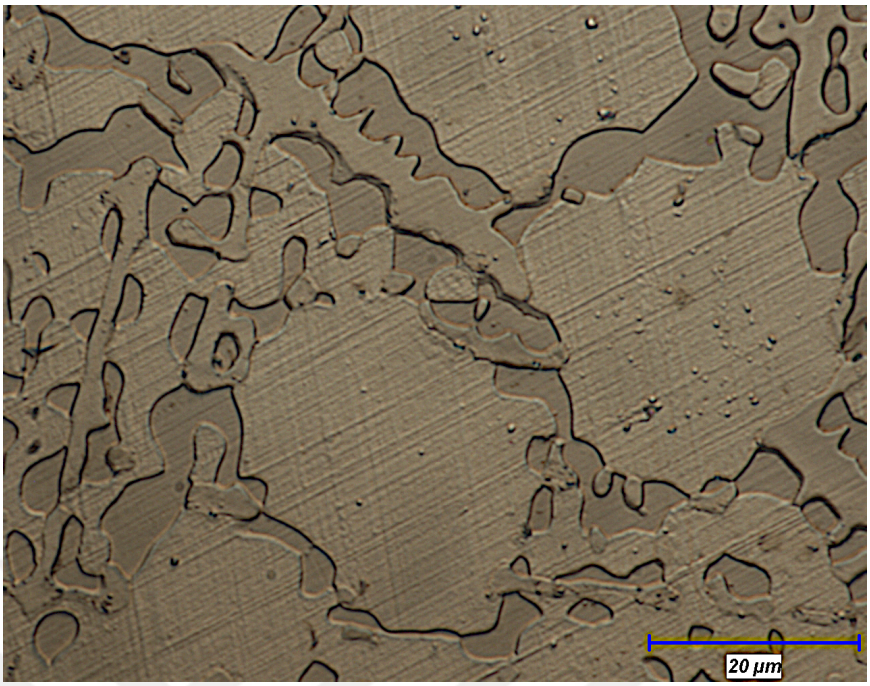
**Çizelge 4.43.** 2I Numunesine ait mikro yapı analizi

| | **Spot 1** | | **Spot 2** | | **Spot 3** | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Element** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** |
| **$Sb_L$** | 4.25 | 2.07 | 12.75 | 6.48 | 11.98 | 6.07 |
| **$Mn_K$** | 22.33 | 24.04 | 21.15 | 23.84 | 19.91 | 22.36 |
| **$Co_K$** | 13.82 | 13.86 | 3.36 | 3.53 | 3.73 | 3.91 |
| **$Ni_K$** | 59.60 | 60.03 | 62.74 | 66.15 | 64.38 | 67.66 |

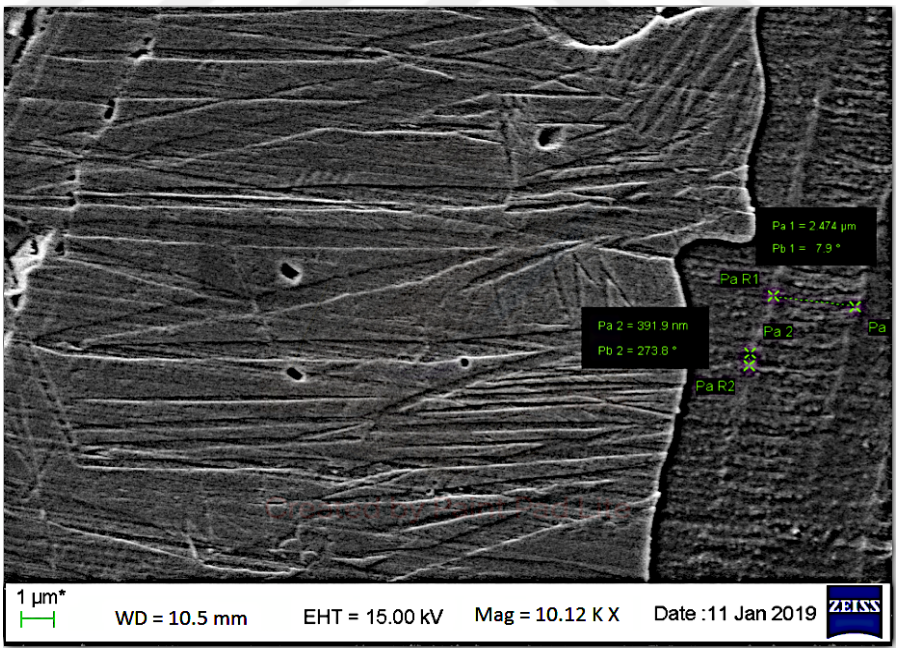



**Şekil 4.96.** 2I Numunesine ait EDS analizleri a) Spot 1 b) Spot 2 c) Spot 3.

1K numunesine ait Şekil 4.98'de gösterilmiş olan SEM görüntülerinde $L1_0$ martensit fazının yaklaşık 2.5 mikrometre genişliğinde plakalardan oluştuğu görülebilir. Sol taraftaki büyük tane içerisinde ise 5M veya 14M olduğu tahmin edilen martensit plakalar birbirlerine uyumlu yerleşmiş ve belli belirsiz sınırlar ile ayrılmıştır. Mikrograf, sağ tarafta bulunan $L1_0$ fazına ait geniş plakanın yaklaşık 390 nanometre civarında kalınlıklara sahip ince lamellerden oluştuğunu görecek kadar yeterli büyüklüktedir. İnce lamellerin yönelimleri birbirine paralel olacak şekildedir.




**Şekil 4.97.** 2I numunesine ait dendritik yapılar ve martensit plakaları.




**Şekil 4.98.** 1K Numunesine ait SEM mikro yapısı.

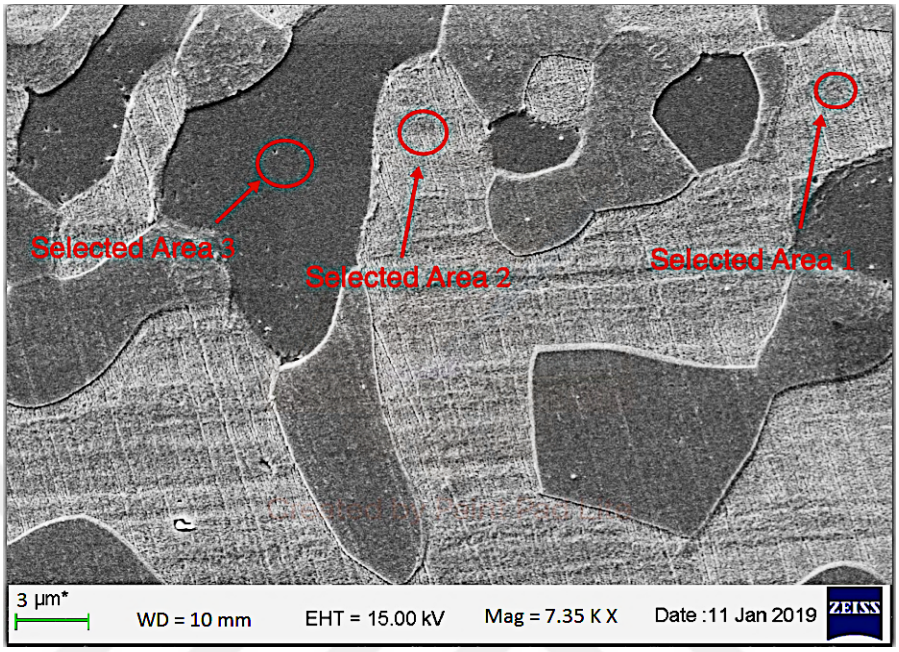
Şekil 4.99'de görülen $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının 1K numunesine ait metal mikroskobu mikrografının sol tarafında bulunan tane içerisine tamamen dağılmış olan martensit

plakalarının birbirleriyle Bain yönelim ilişkileri ile temsil edilen farklı açılar yaparak yayıldıkları anlaşılmaktadır. Bu numune içerisinde martensit fazının iki farklı kristalografik düzen içerisinde olduğu net bir şekilde anlaşılmaktadır. Farklı kristalografik düzene sahip iki farklı martensit morfolojisinin de sık bir dağılım gösterdiği ve oldukça belirgin olduğu açıkça görülmektedir. X-ışını difraksiyon desenlerinden bu farklı bölgelerin 5M veya 14M (sol alt köşe) ve $L1_0$ martensit (sağ üst köşe) fazıdır. Mikrografın sağ üst kısmını dolduran plakalar genel olarak tek yönde istiflenmemişlerdir. Bu şekilde oluşan martensit plakalar dışarıdan uygulanan bir etki veya uygulanan bu etkinin kaldırılması ile ileri ve geri yönde hareket ederler. Bunun dışında çapraz sınır boyunca sol üst köşede ve sağ alt sınır boyunda çok fazla sayıda olmamakla birlikte küçük süreksiz çökelti fazları tespit edilmiştir. Bu çökelti fazları $L1_0$ martensit yapılanmalarının olduğu bölgede konumlanmıştır.

**Şekil 4.99.** 1K numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları.

2K numunesine ait SEM mikrografı Şekil 4.100'de verilmiştir. 2K numunesi içerisinde özellikle sağ tarafta bulunan ince tanelere ait tane sınırları genellikle yuvarlak olmaktan uzak daha düz çizgiler olarak şekillenmişlerdir. X-ışını difraksiyon verilerinden, 1000° C de 8 saat homojenize olduktan sonra buzlu suda soğutulan

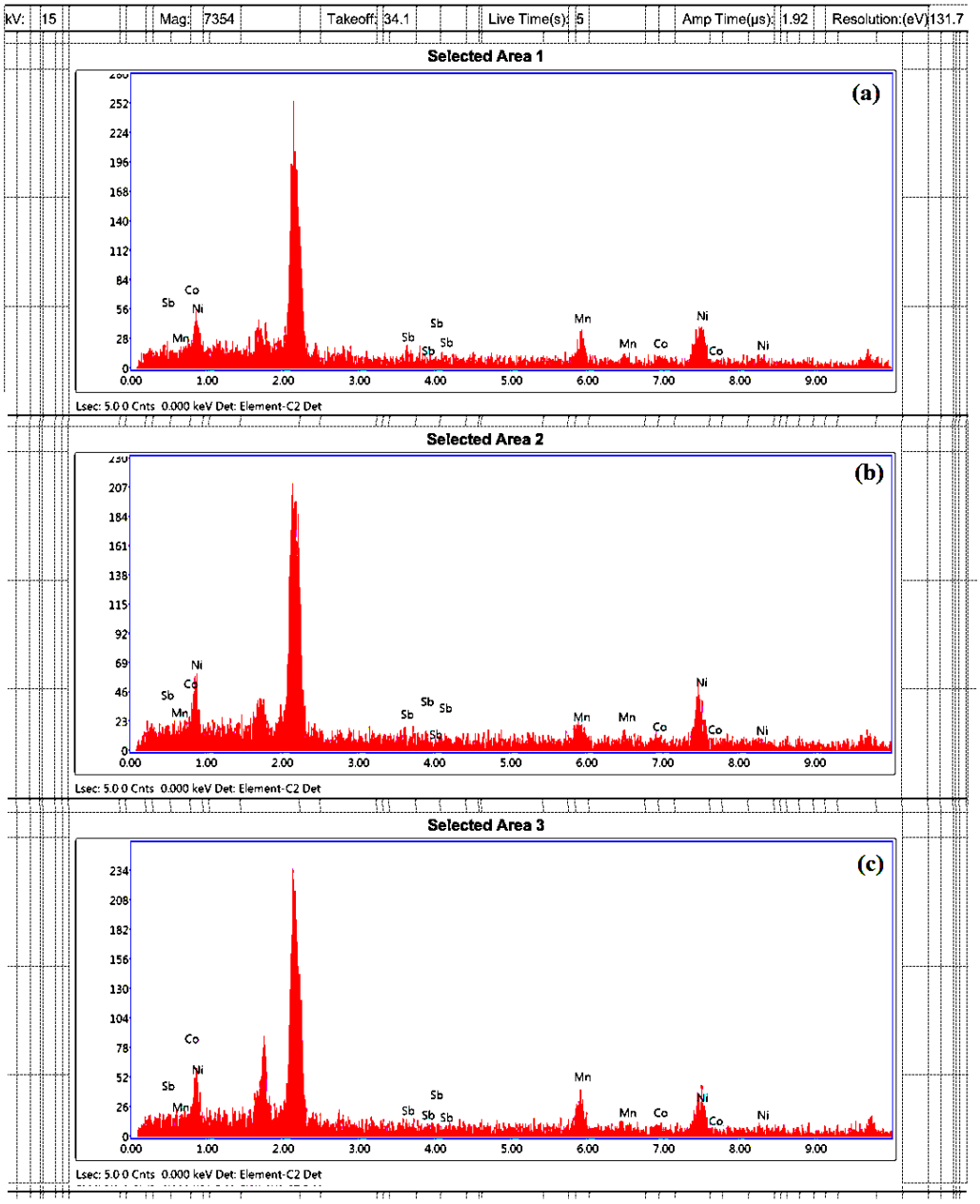
$Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2K Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında ikiden fazla faz içerdiği anlaşılmaktadır.




**Şekil 4.100.** 2K Numunesine ait SEM mikro yapısı.

Ancak numune içerisinde hakim olan fazlar, kübik γ ve B2 yüksek sıcaklık fazı ve tetragonal $L1_0$ martensit fazlarıdır. Baskın olan kübik γ ve B2 yüksek sıcaklık fazı ve tetragonal $L1_0$ martensit fazının dışında numune içerisinde çökelti halinde yapılanmalar bulunmaktadır. Bu yüzden Taneler içerisinde bulunan martensit plakaların birbirlerine paralel oldukları anlaşılmaktadır. Şekilden de görüleceği gibi martensit plakalar sık bir yapıya sahiptir ve oldukça belirgindir. . Bu şekilde oluşan martensit plakalar dışarıdan uygulanan bir etki veya uygulanan bu etkinin kaldırılması ile ileri ve geri yönde hareket ederler. Mikrografı dolduran plakalar genel olarak tek yönde istiflenmemişlerdir. 2K numunesine ait ve Şekil 4.101'da verilmiş olan EDS analizlerine (Çizelge 4.44) bakıldığında yüzey kabartısı olarak ifade edilen bölgenin diğer bölgeler ile kıyaslandığında Mn ve Ni açısından daha fakir, Co ve Sb açısından daha zengin olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 4.102, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımının 2K numunesine ait metal mikroskobu morfolojisini göstermektedir. X-ışını difraksiyon verilerinden, 1000 °C de 8 saat homojenize edilen ve daha sonra buzlu su ortamında

soğutulan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşım numunesine (2K Numunesi) ait mikro yapının oda sıcaklığında çoklu faz içerdiği anlaşılmaktadır.




**Şekil 4.101.** 2K Numunesine ait EDS analizleri a) Seçili Alan 1 b) Seçili Alan 2 c) Seçili Alan 3.

Ancak bu fazlardan iki tanesinin çok daha baskın olduğu görülmektedir. Bu numunede de diğer numunelerde olduğu gibi dendritik yapılara benzeyen morfoloji tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait plakalar bulunmaktadır. Mikrograftanda görüleceği gibi

martensit plakalar sık bir yapıya sahiptir ve oldukça belirgindir. Birbirine paralel belirlenmiş plakalar ile hemen hemen onlara dik ve aynı sıklıkta yönelmiş başka plakalar üst üste istiflenmişlerdir. Tetragonal $L1_0$ martensit fazına ait büyük tane yapılanmalarının dışında mikroyapı fotoğrafında bulunan ikinci faz ise kübik B2 yüksek sıcaklık fazıdır. $L1_0$ martensit yüksek sıcaklık bölgesinde oluşan austenit fazının, daha düşük sıcaklıklarda kristal yapısının değişerek bir habit düzlemi üzerinden bct kristal yapıya dönüşmesi sonucu meydana gelir.

**Çizelge 4.44.** 2K Numunesi ait mikro yapı analizi.

| | **Seçili Alan 1** | | **Seçili Alan 2** | | **Seçili Alan 3** | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Element** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** | **% Ağ.** | **% At.** |
| **$Sb_L$** | 4.18 | 2.03 | 3.56 | 1.73 | 3.22 | 1.56 |
| **$Mn_K$** | 20.63 | 22.23 | 17.77 | 19.12 | 24.13 | 25.80 |
| **$Co_K$** | 17.48 | 17.56 | 16.15 | 16.20 | 4.93 | 4.91 |
| **$Ni_K$** | 57.71 | 58.18 | 62.52 | 62.95 | 67.71 | 67.73 |

**Şekil 4.102.** 2K numunesine ait dendritik yapılar ve çökelti fazları.

Birbirleri ile aynı uyum içinde olan kabartı grupları γ (A1) ve β (B2) faz bölgesinden ani soğutma işlemi sonunda β (B2)→$L1_0$ veya $L2_1$→$L1_0$ dönüşümü geçirerek meydana geldikleri gibi $M_S$ sıcaklığının üstündeki bir sıcaklık değerinde soğutma ile de oluşabilirler [97].

Sonuç olarak SEM, EDS ve Metal Mikroskobu incelemelerinden elde edilen verilerden şu sonuçlar çıkarılmıştır:

a) Metalografik incelemeler malzemelerin morfolojisinde birçok dendritik yapının mevcut olduğunu göstermektedir. Bu dendritik yapıların yüksek sıcaklık fazlarından dolayı oluştuğu düşünülmektedir.

b) Yapılan metalografik incelemeler X-ışını analizleri ile birleştirilince malzemenin morfolojisinde $L1_0$ martensit yapıların olduğu kesin bir şekilde anlaşılmaktadır.

c) X-ışını yapısal analizlerinden yararlanılarak tüm numunelerde soğutma işleminin derecesine göre B2→$L1_0$, $L2_1$→$L1_0$, $L2_1$→B2→$L1_0$ ya da $L2_1$→B2→5M→7M→10M→14M→$L1_0$ martensit dönüşümü olduğu anlaşılmıştır. Bu durumda numune yüzeyinde görülen martensit plakaların farklı morfoloji yapılarına göre 5M, 7M, 10M, 14M, $L1_0$ martensit fazlarına ait olduğu anlaşılmaktadır.

d) Co içermeyen numunelerde hem yüksek sıcaklık faz bölgelerinde hemde martensit fazı bölgelerinde genel olarak çökelti fazlarına rastlanmamıştır. Ancak Co içeren 2A, 2C, 2G ve 2H numunelerinde daha çok büyük tane yapıları içerisinde martensit plakaların yoğun olarak bulunduğu bölgelerde süreksiz boncuk taneleri şeklinde çökelti fazlarına rastlanmıştır.

e) EDS piklerinde düşük sıcaklıkta dengede bulunan çökeltilerin belli atomik (Ni+Mn):(Co+Sb) oran değerlerinde olduğu hesaplanmıştır.

f) Numunelerede genel olarak mikro çatlak oluşumlarına rastlanmamıştır. Ancak 1B, 1D, 1G ve 2C numunelerinde bazı bölgelerde dökümden kaynaklandığı düşünülen boşluklar tespit edilmiştir.

### 4.5 Sertlik Ölçümü Sonuçları

Bu çalışmada Çizelge 3.1'de ağırlık oranları verilmiş olan $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımlarına Çizelge 3.2'de gösterilmiş olan ısıl işlemler uygulanmıştır. Tüm ölçümlerde uygun sonuçların elde edilebilmesi için 200 gramlık sabit bir yük kullanıldı. $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımları için Vickers Sertliğinin homojenizasyon sıcaklığına göre değişimi verilen numunelere ait sertlik ölçümleri Çizelge 4.45'de özetlenmiştir. Şekil 4.103-106, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımları için sertlik sonuçlarını göstermektedir.

**Çizelge 4.45.** Numunelerin Homojenizasyon işlemine göre sertlik ölçümleri.

| | **Ölçüm 1** | **Ölçüm 2** | **Ölçüm 3** | **Ölçüm 4** | **Ölçüm 5** | **Ortalama** |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1A** | 529.4 | 624.6 | 550.1 | 585.2 | 612.1 | 580.29 |
| **900°C** | 479.8 | 523.0 | 543.3 | 530.9 | 465.8 | 508.56 |
| **925°C** | 494.5 | 511.5 | 535.8 | 525.1 | 551.2 | 523.62 |
| **950°C** | 564.5 | 458.1 | 520.4 | 565.6 | 551.2 | 531.96 |
| **975°C** | 461.5 | 420.4 | 575.5 | 542.3 | 555.9 | 511.12 |
| **1000°C** | 460.6 | 498.9 | 463.4 | 481.7 | 492.6 | 479.44 |
| **2A** | 407.2 | 415.4 | 420.2 | 385.0 | 475.4 | 420.64 |
| **900°C** | 551.7 | 487.4 | 518.9 | 530.8 | 544.8 | 526.72 |
| **925°C** | 532.1 | 554.3 | 527.8 | 535.4 | 538.4 | 537.60 |
| **950°C** | 415.6 | 471.3 | 495.6 | 482.4 | 500.6 | 473.10 |
| **975°C** | 499.1 | 569.2 | 545.1 | 590.3 | 558.0 | 552.34 |
| **1000°C** | 349.0 | 381.1 | 495.3 | 424.5 | 389.1 | 407.80 |

Döküm numunesi ile karşılaştırıldığında homojenizasyon işleminin Alaşım 1 in ortalama sertliğini azalttığı görülmektedir. Her iki alaşım için homojenizasyon işlemi, numune içerisindeki genel sertlik dağılımını düzenler. Ayrıca, $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve Co-katkılı alaşım için sertlik değerlerinin karşılaştırılması, Co ilavesinin, malzemenin ortalama sertliğini, küçük bir miktarda düşürdüğünü göstermektedir (Çizelge 4.45 ve Çizelge 4.46). Çalışılan yüzeylerde gözlenebilir sertlik sapması, malzemenin çok fazlı mikro yapısı ile sıkı bir şekilde bağlantılıdır. Hem döküm, hem de homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş numunelerde bulunan Co açısından fakir ve Co açısından

zengin fazların ortalama sertliği arasındaki fark elde edilen sertlik değerlerine de yansımıştır.

**Çizelge 4.46.** Numunelerin homojenizasyon süresine göre sertlik ölçümleri.

| | Ölçüm 1 | Ölçüm 2 | Ölçüm 3 | Ölçüm 4 | Ölçüm 5 | Ortalama |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1A** | 529.4 | 624.6 | 550.1 | 585.2 | 612.1 | 580.29 |
| **1 saat** | 460.6 | 498.9 | 463.4 | 481.7 | 492.6 | 479.4 |
| **2 saat** | 483.0 | 517.2 | 526.3 | 490.4 | 470.6 | 497.5 |
| **4 saat** | 365.6 | 381.7 | 354.5 | 372.1 | 334.6 | 361.7 |
| **6 saat** | 460.0 | 470.0 | 458.4 | 571.4 | 704.0 | 532.7 |
| **8 saat** | 555.6 | 565.8 | 544.2 | 598.4 | 525.2 | 557.8 |
| **2A** | 407.2 | 415.4 | 420.2 | 385.0 | 475.4 | 420.6 |
| **1 saat** | 349.0 | 381.1 | 495.3 | 424.5 | 389.1 | 407.8 |
| **2 saat** | 411.0 | 495.8 | 450.9 | 461.0 | 474.4 | 458.6 |
| **4 saat** | 421.9 | 381.9 | 433.6 | 473.0 | 458.3 | 433.7 |
| **6 saat** | 504.9 | 370.9 | 381.2 | 356.8 | 325.7 | 387.9 |
| **8 saat** | 543.0 | 553.4 | 482.5 | 568.9 | 442.6 | 518.0 |

Çizelge 4.45 ve 4.46 incelendiğinde 1 nolu alaşımın 2 nolu alaşıma göre daha sert olduğu görülmektedir. Metalogtafik gözlem sonuçlarına baktığımızda $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının 1000 °C de 6 saat homojenize olduktan sonra buzlu suda soğutulan numuneye (1I Numunesi) ait mikro yapı içerisinde gözle görülür bir mikro çatlak olduğu tespit edilmişti. $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımından genel olarak daha sert olması mikro çatlakların nedenini açıklamaktadır.

Çizelge 4.47'deki sertlik sonuçlarına göre 1 alaşımının homojenizasyon sıcaklıklarına göre sertlik ortalamasının en yumuşak olduğu numune 479.44 HV değeri ile 1000 °C de işlem görmüş 1F olduğu görülmektedir. 1 alaşımının homojenizasyon sıcaklıklarına göre sertlik ortalamasının en sert olduğu numune 580.29 HV değeri ile 1000 °C de işlem görmüş 1A olduğu görülmektedir. 2 alaşımının homojenizasyon sıcaklıklarına göre sertlik ortalamasının en yumuşak olduğu numune 407.80 HV değeri ile 1000 °C de işlem görmüş 2F olduğu görülmektedir. 2 alaşımının homojenizasyon sıcaklıklarına göre sertlik ortalamasının en sert olduğu numune 552.34 HV değeri ile 975 °C de işlem görmüş 2E olduğu görülmektedir.

**Çizelge 4.47.** Numunelerin homojenizasyon sıcaklığına göre HV ortalaması (Homojenizasyon süresi 1 saattir).

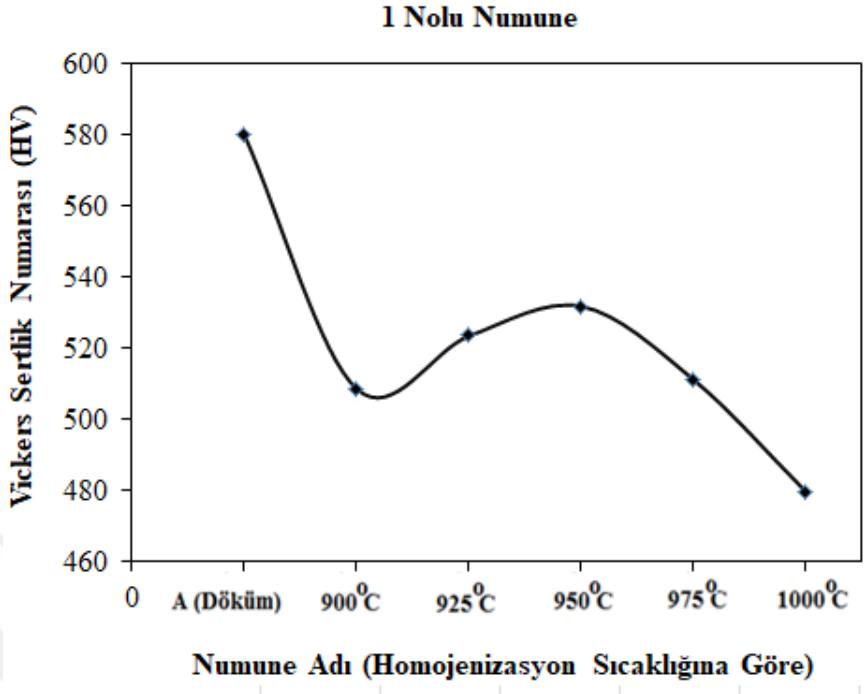
| Numune Adı | A | 900°C | 925°C | 950°C | 975°C | 1000°C |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1** | 580.29 | 508.56 | 523.62 | 531.96 | 511.12 | 479.44 |
| **2** | 420.64 | 526.72 | 537.60 | 473.10 | 552.34 | 407.80 |

Çizelge 4.48'deki sertlik sonuçlarına göre 1 alaşımının homojenizasyon süresine göre sertlik ortalamasının en yumuşak olduğu 361.70 HV değeri ile 4 saat işlem görmüş numune olduğu görülmektedir. 1 alaşımının homojenizasyon süresine göre sertlik ortalamasının en sert olduğu numune 580.29 HV değeri ile 1A olduğu görülmektedir. 2 alaşımının homojenizasyon süresine göre sertlik ortalamasının en yumuşak olduğu 387.90 HV değeri ile 6 saat görmüş numune olduğu görülmektedir. 2 alaşımının homojenizasyon süresine göre sertlik ortalamasının en sert olduğu 518.08 HV değeri ile 8 saat işlem görmüş numune olduğu görülmektedir.

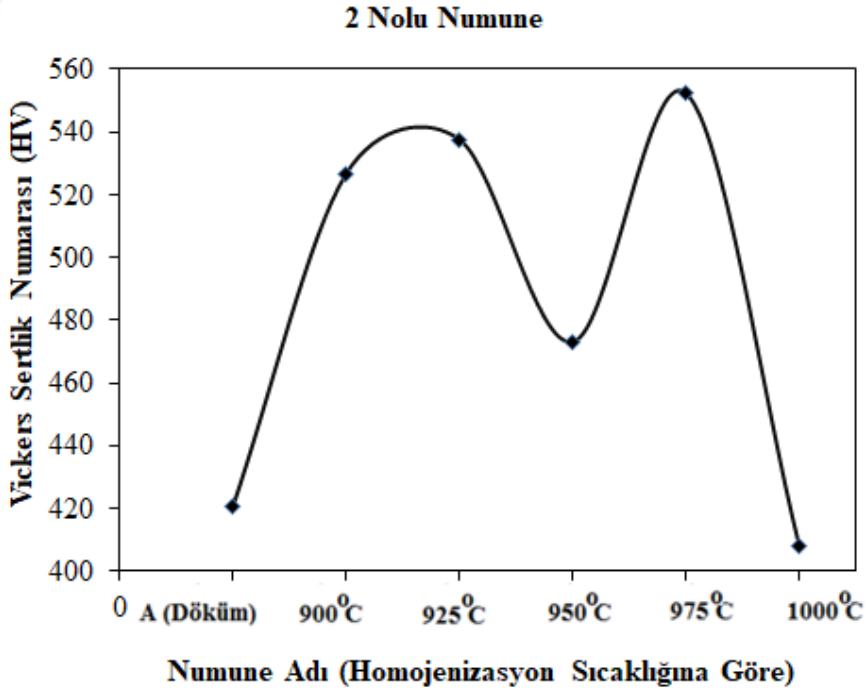
X-ışınları analizleri ile kıyaslandığında sertlik ortalamasının diğer numunelere göre daha sert olduğu 1A numunesinde sert B2 fazına ait pikin daha yüksek olduğu, yumuşak olan 1F numunesinde ise martensit piklerininin hem yüksek hemde daha çok olduğu tespit edilmiştir. Homojenizasyon süresine göre kıyaslanan numuneler içerisinde 1 alaşımının 4 saat işlem görmüş numunesinin setliğinin düşük olmasının sebebi γ fazı pikinin en yüksek pik olmasıdır.

**Çizelge 4.48.** Numunelerin homojenizasyon süresine göre sertlik ölçümlerinin ortalaması (Homojenizasyon sıcaklığı 1000°C dir).

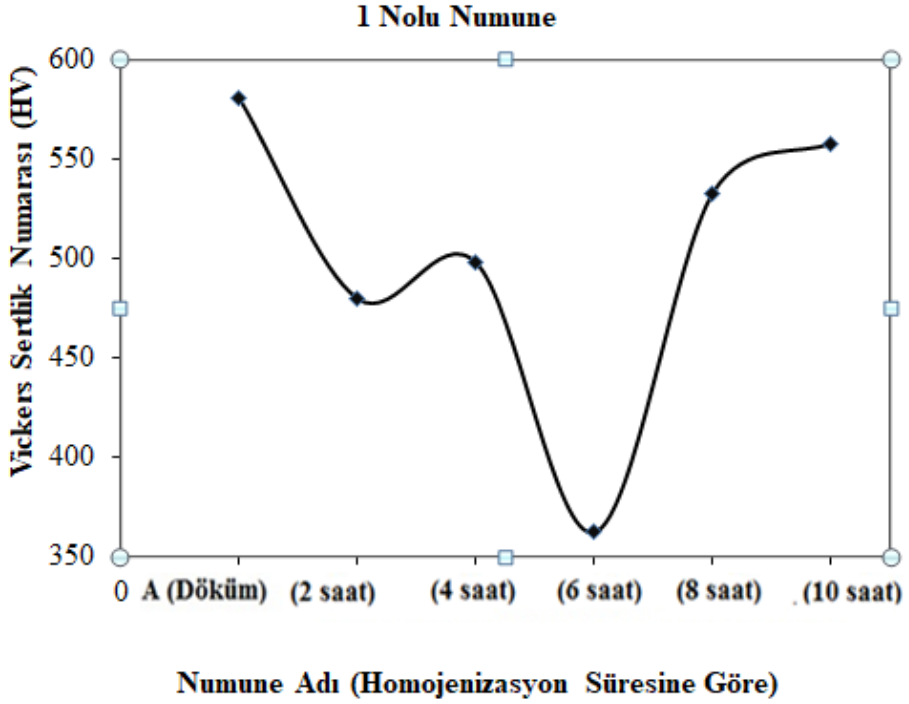
| Numune Adı | A | 1 saat | 2 saat | 4 saat | 6 saat | 8 saat |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **1** | 580.29 | 479.44 | 497.50 | 361.70 | 532.76 | 557.84 |
| **2** | 420.64 | 407.80 | 458.62 | 433.74 | 387.90 | 518.08 |



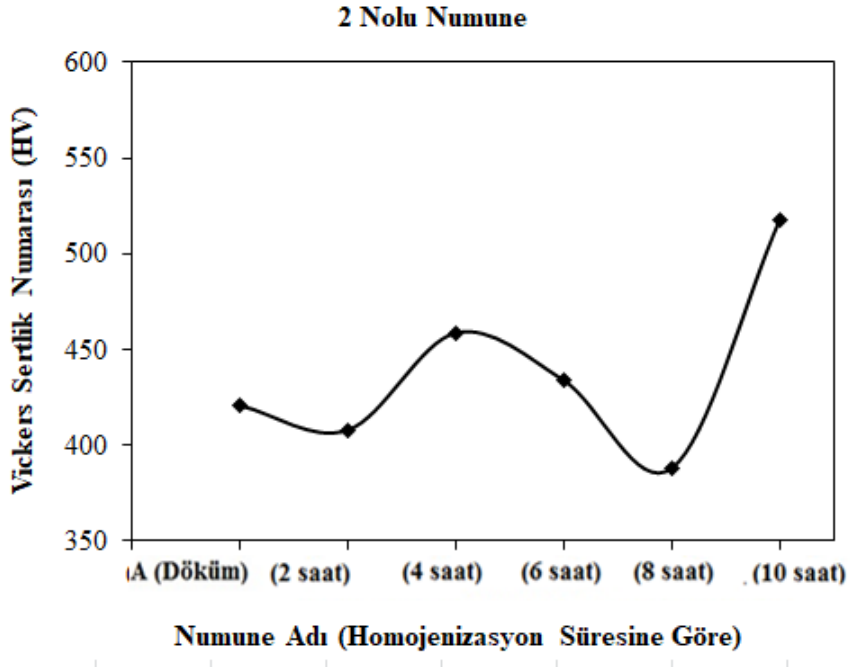

**Şekil 4.103.** Alaşım 1 için homojenizasyon sıcaklığına göre HV ortalamalarının değişimi.




**Şekil 4.104.** Alaşım 2 için homojenizasyon sıcaklığına göre HV ortalamalarının değişimi.




**Şekil 4.105.** Alaşım 1 için homojenizasyon süresine göre HV ortalamalarının değişimi.




**Şekil 4.106.** Alaşım 2 için homojenizasyon süresine göre HV ortalamalarının değişimi.

Bu durumda $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımında Sb elementinin oranının $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımından daha yüksek olması sertlik değerinin daha yüksek çıkmasına sebebiyet

vermiştir. Yapılan termal işlemler sonucunda sertlikte meydana gelen bu duruma aşağıda belirtilen faktörlerin etkili olduğu sonucuna varılmıştır.

a) Numunelerde sertlik değerlerinin birbirinden farklı olmasının nedeni, homojenizasyon süresinin ve sıcaklığının farklı olmasıdır.

b) İncelenen numunelerden 5 farklı ölçüm alındığında elde edilen artış ve azalışlar, uygulanan farklı ısıl işlemlerden dolayı numunelerde meydana gelen yapı kusurlarından ve farklı faz oluşumlarından kaynaklanmaktadır [97].

c) $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımının homojenizasyon süresine göre ortalama Vickers Sertliği karşılaştırıldığında 1H numunesinin (4 saat) sertlik değerinin diğer numunelere göre daha düşük olduğu görülmektedir.

d) X-ışınları sonuçları ile sertlik deney sonuçları birlikte düşünüldüğünde 1H numunesinin sertlik değerlerinin homojenizasyon süresine göre en düşük çıkması numune içerisinde γ fazı pikinin yüksek olması ile açıklanabilir.

e) 2 nolu alaşımın sertlik değerlerinin 1 nolu alaşıma göre daha düşük olduğu gözlenmektedir. Bu durum 1 nolu alaşım içerisinde bulunan Sb elementinin daha yüksek olması sonucudur. 2 nolu alaşım içerinde bulunan Co elementininde mikro çatlak oluşumunu engellediği gibi kırılganlığı da azalttığını söylenebilir.

## 5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, $Ni_{50}Mn29Sb_{21-x}Co_x$'in (x = 8.5) manyetik şekil hafızalı alaşımlarının faz dönüşümleri, mikroyapı, manyetik ve mekanik özellikleri üzerinde Co katkılanarak homojenizasyon işleminin etkisi incelenmiştir. $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ ve $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımları, tek fazlı mikro yapı sergilemezler. Co içermeyen ve Co ilave edilmiş alaşım karşılaştırıldığında, her iki alaşımında çok fazlı mikro yapı gösterdiği görülmektedir. Homojenizasyon sıcaklığı değiştirildiğinde 1 ve 2 nolu alaşımlar kendi içlerinde kıyaslandığında, 1B ve 2B numunelerinde $L1_0$ martensit fazının a örgü sabiti genel olarak en yüksek değerleri almıştır. Homojenizasyon sıcaklığı değiştirildiğinde 1 ve 2 nolu alaşımlar kendi içlerinde kıyaslandığında, 1B ve 2B numunelerinde B2 ana austenit fazının a örgü sabiti genel olarak en yüksek değerleri almıştır. Co katkılı 2A numunesinin hem B2 fazı hemde $L1_0$ martensit fazı a kafes sabiti 1A numunesindekine göre daha yüksek değerdedir. Bu durumda her iki alaşım türünün kompozisyon farklılıklarına bağlanabilir. 1B, 1F ve 1G numuneleri haricinde diğer tüm numunelerde sünek γ fazına rastlanmıştır. γ fazı yüksek sıcaklık fazıdır. γ fazı malzeme içerisinde sertliğe ve kırılganlığa yol açan B2 ana austenit fazını dengeleyen yumuşak bir fazdır. 1H numunesinde γ fazının diğer numunelere göre daha fazla etkili olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum 1H numunesinin sertliğinin diğer numunelerle kıyaslandığında düşük olmasına sebebiyet vermiştir. Termomanyetik ölçümler ileri ve geri martensitik geçişlerin sıcaklığının Sb ve Co katkı oranlarına kuvvetle bağlı olduğunu göstermektedir. Bu durum, Co ilavesinin, katkısız $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{21}$ alaşımı ile $Ni_{50}Mn_{29}Sb_{12.5}Co_{8.5}$ alaşımı karşılaştırıldığında $A_s$ sıcaklığını ~145 °C, $A_{max}$ sıcaklığını ~160 °C, $A_f$ sıcaklığını ~171 °C, $M_s$ sıcaklığını ~140 °C, $M_{max}$ sıcaklığını ~97 °C ve $M_f$ sıcaklığını ~88 °C arttırdığı anlaşılmıştır. Alınan DSC ölçümlerinde $M_s$ sıcaklık değerinin oda sıcaklık değerinden yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu durum termal etkili martensitik dönüşümünün gerçekleşmesini destekler ve zor etkili martensitik dönüşümün oranını termal etkili martensitik dönüşüme göre azaltır. Yapılan DSC deneyleri incelendiğinde $|A_{max}-M_{max}|$ değerinin 2 Alaşımında yüksek olduğu gözlenmiştir. 2 alaşımının $T_0$ sıcaklık değeri de 1 Alaşımından çok daha yüksektir. Ayrıca $|T_0-M_s|$ değerininde 1 Alaşımda yani Sb oranının yüksek, Co katkılanmamış malzemede fazla olduğu gözlemlenmiştir. Homojenizasyon sıcaklığının artışı, Curie sıcaklığının ~100 °C düşmesine neden olduğu Co-katkılı

numune örneğinde belirgindir. Curie sıcaklığının, homojenizasyon sıcaklığının 4, 6 ve 8 saat bölgesinde Co dopinginde azaldığı bulundu. Son olarak, incelenen alaşım elementi (Co katkısı), çalışılan malzemelerin sertlik özelliklerinin azalmasına önemli bir katkı yapar. Detaylı sertlik analizi, özellikle Sb içeriğinin, Ni-Mn alaşımlarının toplam sertliğini arttırdığını göstermektedir. $L1_0$ fazına bütün numunelerde gözlemlenmiştir ve $L1_0$ martensit fazı en baskın fazdır. Bu durum bütün numuneler için $B2 \rightarrow L1_0$ veya $L2_1 \rightarrow L1_0$ martensitik dönüşümün gerçekleştiğini açıklar. Morfolojik incelemeler sonucunda görülen tüm martensit plakaların $L1_0$ martensit fazına ait olmadığı anlaşılmaktadır. Malzeme morfolojisinde tespit edilmiş olan diğer martensit fazlarının 5M, 7M ve 14M fazları olabileceği görülmektedir. Her iki alaşımdaki metalografik incelemeler malzemelerin morfolojisinde yüzey kabartılarının olduğunu göstermektedir. Bazı numunede hem $\gamma$ fazı bölgesinde hem de martensit plakalar üzerinde çökeltiler görülmektedir. Yapılan çalışmalar numunelerin sertliklerinde meydana gelen artış ve azalışların uygulanan farklı ısıl işlem sürelerinden ve uygulanan farklı ısıl işlem sıcaklıklarından dolayı numunelerde meydana gelen yapı kusurlarından kaynaklandığını ortaya koymuştur. Alaşımlarda sertlik değerlerinin birbirinden farklı olmasının nedeni, ısıl işlem sürelerinin ve sıcaklıklarının farklı olmasından kaynaklanmaktadır. Homojenizasyon işlem sürelerinin ve sıcaklıklarının değiştirilmesi numunelerin sertliklerinde bir miktar artış ve azalış oluşturmuştur. Bu durum martensit fazın bir miktar stabilize olması ile açıklanabilir. Numunelerin homojenizasyon süresine göre ortalama Vickers Sertlik değerleri karşılaştırıldığında 1 Nolu alaşımda 4 saat homojenize edilen numunenin sertlik değerinin diğer numunelere göre daha düşük olduğu, 2 Nolu alaşımda ise 6 saat homojenize edilen numunenin sertlik değerinin diğer numunelere göre daha düşük olduğu tesbit edilmiştir. Numunelerin homojenizasyon sıcaklığına göre ortalama Vickers Sertlik değerleri karşılaştırıldığında hem 1 Nolu alaşımda hemde 2 Nolu alaşımda 1000 °C sıcaklıkta homojenize edilen numunenin sertlik değerinin diğer numunelere göre daha düşük olduğu tesbit edilmiştir. 2 nolu alaşımın sertlik değerlerinin 1 nolu alaşıma göre daha düşük olduğu gözlenmektedir. Bu duruma 2 nolu alaşım içerisinde bulunan Sb içeriğinin etkisi olduğu söylenebilir. 1 nolu alaşım içerinde bulunan Co elementinin de tıpkı mikro çatlak oluşumunu engellediği gibi kırılganlığı da azalttığını söyleyebiliriz.

## KAYNAKLAR


1. Humbeeck, J. V., 1999. Non-medical applications of shape memory alloys, Materials Science and Engineering A, 273–275, 134–148.

2. Ma, J., Karaman, I ve Noebe, R. D., 2011. High temperature shape memory alloys, International Materials Reviews, 55, 257–315.

3. Li, H. F., Nie, F., Zheng, Y. F., Cheng, Y., Wei, S. C. ve Valiev, R., 2019. Nanocrystalline $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ shape memory alloy as orthopaedic implant material with better performance, Journal of Materials Science and Technology, 35, 2156–2162.

4. Li, J., Qin, L., Yang, K., Ma, Z., Wang, Y., Cheng, L. ve Zhao, D., 2019. Materials Evolution of Bone Plates for Internal Fixation of Bone Fractures, A review, Journal of Materials Science and Technology, 36, 190-208.

5. Chen, Z., Cong, D., Zhang, Y., Sun, X., Li, R., Li, S., Yang, Z., Song, C. ve Cao,Y., 2020. Intrinsic two-way shape memory effect in a Ni-Mn-Sn metamagnetic shape memory microwire, Journal of Materials Science and Technology, 45, 44–48.

6. Li, Z., Yang, B., Zou, N., Zhang, Y., Esling, C., Gan, W., Zhao X. ve Zuo, L., 2017. Crystallographic Characterization on Polycrystalline Ni-Mn-Ga Alloys with Strong Preferred Orientation, Materials, 10, 463.

7. Sharma, A., Mohan, S. ve Suwas, S., 2016. Development of bi-axial preferred orientation in epitaxial NiMnGa thin films and its consequence on magnetic properties, Acta Materialia, 113, 259-271.

8. Ullakko, K., Huang, J. K., Kantner, C., O'Handley, R. C. ve Kokorin V. V., 1996. Large magnetic-field-induced strains in $Ni_2MnGa$ single crystals, Applied Physics Letters, 69, 1966–1968.

9. O'Handley, R. C., 1998. Model for strain and magnetization in magnetic shape-memory alloys, Journal of Applied Physics, 83, 3263–3270.

10. Buchelnikov, V. D. ve Sokolovskiy, V. V., 2011. Magnetocaloric Effect in Ni–Mn–X (X = Ga, In, Sn, Sb) Heusler Alloys, The Physics of Metals and Metallography, 112 (7), 633–665.

11. Brown, P. J., Crangle, J., Kanomata, T., Matsmuoto, M., Neumann, K. U., Ouladdiaf, B. ve Ziebeck, K. R. A., 2002. The crystal structure and phase transitions of the magnetic shape memory compound $Ni_2MnGa$, Journal of Physics: Condensed Matter, 14, 10159–10171.

12. Martynov, V. V. ve. Kokorin, V. V., 1992. The Crystal Structure of Thermally and Stress Induced Martensites in $Ni_2MnGa$ Single Crystals, Journal de Physics III France, 2, 739–749.

13. Mullner, P. ve Ullakko, K., 1998. The force of a magnetic/electric field on a twinning dislocation, Physics Status Solidi B, 208: R1.

14. Righi, L., Albertini, F., Pareti, L., Paoluzi, A. ve Calestani, G., 2007. Commensurate and incommensurate "5M" modulated crystal structures in Ni-Mn-Ga martensitic phases, Acta Materialia, 55, 5237–5245.

15. Sozinov, A., Likhachev, A. A., Lanska, N. ve Ullakko, K., 2002. Giant magnetic field induced strain in NiMnGa seven-layered martensitic phase, Applied Physics Letters, 80, 1746–1748.

16. Gaitzsch, U., Pötschke, M., Roth, S., Rellinghaus, B. ve Schultz, L., 2009. A 1% magnetostrain in polycrystalline 5M Ni-Mn-Ga, Acta Materialia, 57, 365–370.

17. Jiang, C. B., Muhammad, Y., Deng, L.F., Wu, W. ve Xu, H. B., 2004. Composition dependence on the martensitic structures of the Mn-rich NiMnGa alloys, Acta Materialia, 52, 2779–2785.

18. Pons, J., Chernenko, V. A., Santamarta, R. ve Cesari, E., 2000. Crystal structure of martensitic phases in Ni-Mn-Ga shape memory alloys, Acta Materialia, 48, 3027–3038.

19. Li, Z. B., Zhang, Y. D., Esling, C., Zhao, X., Wang, Y. D. ve Zuo, L., 2010. New Approach into twin interfaces of modulated martensite, Journal of Applied Crystallography, 43, 617–622.

20. Li, Z. B., Zhang, Y. D., Esling, C., Zhao, X. ve Zuo, L., 2011. Twin relationships of 5M modulated martensite in Ni-Mn-Ga alloy, Acta Materialia, 59, 3390–3397.

21. Glavatskyy, I., Glavatska, N., Urubkov, I., Hoffman, J. U. ve Bourdarot, F., 2008. Crystal and magnetic structure temperature evolution in Ni-Mn-Ga magnetic shape memory martensite, Materials Science and Engineering A, 481–482, 298–301.

22. Li, Z. B., Zhang, Y. D., Esling, C., Zhao, X. ve Zuo, L., 2012. Evidence for a monoclinic incommensurate superstructure in modulated martensite, Acta Materialia, 60, 6982–6990.

23. Righi, L., Albertini, F., Villa, E., Paoluzi, A., Calestani, G., Chernenko, V., Besseghini, S., Ritter, C. ve Passaretti, F., 2008. Crystal structure of 7M modulated Ni-Mn-Ga martensitic phase, Acta Materialia, 56, 4529–4535.

24. Han, M., Bennett, J. C., Gharghouri, M. A., Chen, J. ve Hyatt, C. V., 2007. Understanding modulated twin transition at the atomic level, Acta Materialia, 55, 1731–1740.

25. Cong, D. Y., Zetterström, P., Wang, Y .D., Delaplane, R., Reng, R. L., Zhao, X. ve Zuo, L., 2005. Crystal structure and phase transformation in $Ni_{53}Mn_{25}Ga_{22}$ shape memory alloy from 20 K to 473 K, Applied Physics Letters, 87, 111906.

26. Pons, J., Santamarta, R., Chernenko, V. A. ve Cesari, E., 2005. Long-period martensitic structures of Ni-Mn-Ga alloys studied by high-resolution transmission electron microscopy, Journal of Applied Physics, 97, 083516.

27. Webster, P. J., Ziebeck, K. R. A., Town, S. L. ve Peak, M. S., 1984. Magnetic Order and Phase Transition in $Ni_2MnGa$, Philosophical Magazines B, 49, 295–310.

28. Murray, S. J., Marioni, M., Allen, S. M., O'Handley, R. C. ve Lograsso, T. A., 2000. 6% magnetic-field-induced strain by twin-boundary motion in ferromagnetic Ni-Mn-Ga, Applied Physics Letters, 77, 886–888.

29. Sozinov, A., Likhachev, A. A. ve Ullakko, K., 2002. Crystal structures and magnetic anisotropy properties of Ni-Mn-Ga martensitic phases with giant magnetic-field-induced strain, IEEE Transactions on Magnetics, 38, 2814–2816.

30. Buchelnikov, V. D., Sokolovskiy, V. V., Herper, H. C., Ebert, H., Gruner, M. E., Taskaev, S. V., Khovaylo, V. V., Hucht, A., Dannenberg, A., Ogura, M., Akai, H., Acet, M. ve Entel, P., 2010. A First Principles and Monte Carlo Study of Magnetostructural Transition and Magnetic Properties of $Ni_{(2+x)}Mn_{(1-x)}Ga$, Physics Review B: Condensed Matter and Materials Physics, 81, 094411.

31. Planes, A., Mañosa, L. ve Acet, M., 2009. Magnetocaloric effect in ferromagnetic Heusler shape-memory alloys, Journal of Physics: Condensed Matter, 21, 233201.

32. Marcos, J., Manosa, L. ve Planes, A., 2002. Magnetic Field Induced Entropy Change and Magnetoelasticity in Ni–Mn–Ga Alloys, Physics Review B: Condensed Matter and Materials Physics, 66, 224413.

33. Pasquale, M., Sasso, C. P. ve Lewis, L. H., 2004. Magnetic Entropy in $Ni_2MnGa$ Single Crystals, Journal of Applied Physics, 95, 6918.

34. Albertini, F., Canepa, F. ve Cirafici, S., 2004. Composition Dependence of Magnetic and Magnetothermal Properties of Ni–Mn–Ga Shape Memory Alloys, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 272–276, 2111–2112.

35. Cherechukin, A. A., Takagi, T., Matsumoto, M. ve Buchelnikov, V. D., 2004. Magnetocaloric Effect in $Ni_{(2+x)}Mn_{(1-x)}Ga$ Heusler Alloys, Physical Letters A, 326, 146–151.

36. Aliev, A., Batdalov, A. ve Bosko, S., 2004. Magnetocaloric Effect and Magnetization in Ni–Mn–Ga Heusler Alloy in the Vicinity of Magnetostructural Transition, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 272–276, 2040–2043.

37. Khovailo, V. V., Oikawa, K. ve Abe, T., 2003. Entropy Change at the Martensitic Transformation in Ferromagnetic Shape Memory Alloys $Ni_{(2+x)}Mn_{(1-x)}Ga$, Journal of Applied Physics, 93, 8483.

38. Khovaylo, V., Koledov, V. ve Shavrov, V., 2007. Compositional Dependence of Magnetic Entropy Change in $Ni_{(2+x)}Mn_{(1-x)}Ga$ with Coupled Magnetostructural Phase Transition, Proc. Second IIF–IIR International Conference Magnetic Refrigeration at Room Temperature (Portoroz, Slovenia), pp. 217–223.

39. Khovaylo, V. V., Buchelnikov, V. D. ve Kainuma, R., 2005. Phase Transitions in $Ni_{(2+x)}Mn_{(1-x)}Ga$ with Ni Excess, Physics Review B: Condensed Matter and Materials Physics, 72, 224408.

40. Krenke, T., Duman, E., Acet, M., Wassermann, E. F., Moya, X., Mañosa, L. ve Planes, A., 2005. Inverse magnetocaloric effect in ferromagnetic Ni-Mn-Sn alloys. Nature Materials, 4, 450–454.

41. Pathak, A. K., Khan, M. ve Dubenko, I., 2007. Large Magnetic Entropy Change in $Ni_{50}Mn_{(50-x)}In_x$ Heusler Alloys, Applied Physics Letters, 90, 262504.

42. Han, Z. D., Wang, D. H. ve Zhang, C. L., 2007. Low Field Inverse Magnetocaloric Effect in $Ni_{(50-x)}Mn_{(39+x)}Sn_{11}$ Heusler Alloys, Applied Physics Letters, 90, 042507.

43. Khan, M., Ali, N. ve. Stadler, S., 2007. Inverse Magnetocaloric Effect in Ferromagnetic $Ni_{50}Mn_{(37+x)}Sb_{(13-x)}$ Heusler Alloys, Journal of Applied Physics, 101, 053919.

44. Moya, X., Manosa L. ve Planes, A., 2007. Cooling and Heating by Adiabatic Magnetization in the $Ni_{50}Mn_{36}In_{14}$ Magnetic Shape Memory Alloy, Physics Review B: Condensed Matter and Materials Physics, 75, 184412.

45. Webster, P. J. ve Ziebeck, K. R. A., 1988. Heusler Alloys, in Alloys and Compounds of d Elements with Main Group Elements. Part 2. Landolt–Börnstein–Group III Condensed Matter, Vol. 19C, (Springer Verlag, Berlin), pp. 75–79.

46. Vasilev, A. N., Buchelnikov, V. D., Takagi, T., Khovailo, V. V. ve Estrin, E. I., 2003. Shape Memory Ferromagnets, Phys. Uspekhi, 46, 559–588.

47. Entel, P., Buchelnikov, V. D. ve Khovailo, V. V., 2006. Modeling the Phase Diagram of Magnetic Shape Memory Heusler Alloys, Journal of Physics D: Applied Physics, 39, 865–889.

48. Buchelnikov, V. D., Vasilev A. N., Koledov, V. V., Taskaev, S. V., Khovaylo, V. V. ve Shavrov, V. G., 2006. Magnetic Shape Memory Alloys: Phase Transitions and Functional Properties, Phys. Uspekhi, 49, 871.

49. Planes, A. ve Manosa, L., 2006. Ferromagnetic Shape Memory Alloys, Materials Science Forum, 512, 145–152.

50. Pushin, V. G., Kuranova, N. N., Marchenkova, E. B., Belosludtseva, E. S., Kazantsev, V.A. ve Kourov, N. I., 2013. High-Temperature Shape Memory

Effect and the B2–$L1_0$ Thermoelastic Martensitic Transformation in Ni–Mn Intermetallics, Technical Physics, 58 (6), 878–887.

51. Kainuma, R., Imano, Y., Ito, W., Sutou, Y., Morito, H., Okamoto, S., Kitakami, O., Kanomata, T. ve Ishida, K., 2006. Magnetic-field-induced shape recovery by reverse phase transformation, Nature, 439, 957–960.

52. Mullner, P., Chernenko, V. A. ve Kostorz, G., 2004. Large cyclic magnetic-field-induced deformation in orthorhombic (14M) Ni-Mn-Ga martensite, Journal of Applied Physics, 95, 1531–1536.

53. Jiang, C. B., Wang, J. M. ve Xu, H. B., 2005. Temperature dependence of the giant magnetostrain in a NiMnGa magnetic shape memory alloy, Applied Physics Letters, 86, 252508.

54. Sozinov, A., Lanska, N., Soroka, A. ve Zou, W., 2013. 12% magnetic field-induced strain in Ni-Mn-Ga-based non-modulated martensite, Applied Physics Letters, 102, 021902.

55. Pagounis, E., Chulist, R., Szczerba, M. J. ve Laufenberg, M., 2014. Over 7% Magnetic field-induced Strain in a Ni-Mn-Ga five-layered Martensite, Applied Physics Letters, 105, 052405.

56. Pagounis, E., Szczerba, M. J., Chulist, R. ve Laufenberg, M., 2015. Large magnetic field-induced work output in a NiMnGa seven-layered modulated martensite, Applied Physics Letters, 107, 152407.

57. Dunand, D. C. ve Müllner, P., 2011. Size Effects on Magnetic Actuation in Ni-Mn-Ga Shape-Memory Alloys, Advenced Materials, 23, 216–232.

58. Wu, G. H., Yu, C. H., Meng, L. Q., Chen, J. L., Yang, F. M., Qi, S. R., Zhan, W. S., Wang, Z., Zheng, Y. F. ve Zhao, L. C., 1999. Giant magnetic-field-induced strains in Heusler alloy NiMnGa with modified composition, Applied Physics Letters, 75, 2990–2992.

59. James, R. D., Tickle, R. ve Wuttig, M., 1999. Large field-induced strains in ferromagnetic shape memory materials, Materials Science and Engineering A, 273–275, 320–325.

60. Chernenko, V. A. ve Besseghini, S., 2008. Ferromagnetic shape memory alloys: scientific and applied aspects, Sensors Actuators A, 142, 542-548.

61. Chernenko, V. A., L'vov, V. A., Cesari, E., Kosogor, A. ve Barandiaran, J. M., 2013. Transformation volume effects on shape memory alloys, Metals, 3, 237-282.

62. Jiang, C., Feng, G., Gong, S. İ. ve Xu, H., 2003. Effect of Ni excess on phase transformationtemperatures of NiMnGa alloys, Materials Science and Engineering A, 342, 231-235.

63. Gauthier, J. Y., Hubert, A., Abadie, J., Lexcellent, C.ve. Chaillet, N., 2006. Multistable actuator based on magnetic shape memory alloy, in: Proc. 10th Intern. L Conf. On New Actuators, Actuator'06, pp. 787-790.

64. Ma, J., Karaman, I. ve Noebe, R. D., 2010. High temperature shape memory alloys, International Materials Reviews, 55 (5), 257-315.

65. Wu, K. ve. Ma, J. L., 2000. A Review of High-temperature shape memory alloys, Proceidings SMST., 153-161.

66. Chernenko, V. A. ve Kokorin, V. V., 1992. $Ni_2MnGa$ as a New Ferromagnetic ordered Shape Memory Alloy, in Proc. Int. Conf. on Martensitic Transf., ed. C. M. Wayman and J. Perkins. Monterey Institute of Advanced Studies, USA, p. 1205. 2.

67. Chernenko, V. A., Cesari, E., Kokorin, V. V. ve Vitenko, I. N., 1995. The Development of New Ferromagnetic Shape Memory Alloys in Ni-Mn-Ga System, Scripta Metallurgica et Materialia, 33, 1239.3.

68. Adachi, K., ve Wayman, C. M., 1985. Transformation behavior of nearly stoichiometric Ni-Mn alloys, Metallurgical Transactions A, 16, 1567.

69. Kren, E., Nagy, E., Nagy, I., Pal, L. ve Szabo, P., 1968. Structures and phase transformations in the Mn-Ni system near equiatomic concentration, Journal of Physics and Chemistry of Solids, 29, 101.

70. Pushin, V. G., Pavlova, S. P. ve Yurchenko, L. I., 1989. Study of Pretransition States and Martensite Transformation in B2 Ni-Al Alloys, Fizika Metallov i Metalloved, 67, 164.

71. Pushin, V. G., Yurchenko, L. I., Sokolova, A. Yu. ve. Ivanova, L. Yu., 1994. Premartensitic phenomena in B2 Ni-Al alloys: an electron microscopic, x-ray, and electron diffraction study, Fizika Metallov i Metalloved, 78 (6), 104.

72. Pushin, V. G. ve Kondratev, V. V., 1994. Pre-Transıtıon Phenomena and Martensıtıc Transformatıons, Fizika Metallov i Metalloved, 78 (5), 40.

73. Zhang, X. M., Fernandez, J. ve Guilemany, J. M., 2006. Role of external applied stress on the two-way shape memory effect, Materials Science and Engineering A, 438-440, 431–435.

74. Wada, K. ve Liu,Y., 2008. On the Twe-way Shape Memory Behavior in NiTi Alloy-An Experimetal Analysis, Acta Materialia, 56, 3266–3277.

75. Urbina, C., Flor, S. D. L ve Ferrando, F., 2010. R-phase influence on different two-way shape memory training methods in NiTi shape memory alloys, Journal of Alloys Compounds, 490, 499–507.

76. Martynov, V. V., 1995. X-Ray Diffraction Study of Thermally and Stress-Induced Phase Transformations in Single Crystalline Ni-Mn-Ga Alloys, Journal de Physique IV, 5, C8-91.6.

77. Tsuchiya, K., Ohashi, A. ve Umemoto, M., 1999. in Proc. Int. Conf. on Solid-Solid Phase Transf. '99, ed. M. Koiwa, K. Otsuka and T. Miyazaki. Martensitic transformation and Magnetic Properties of Ni Based Heusler Alloys, The Japan Institute of Metals, pp. 1108.10.

78. Pons, J., Seguı, C., Chernenko, V. A., Cesari, E., Ochin, P. ve Portier, R., 1999. Transformation and ageing behaviour of melt-spun Ni-Mn-Ga shape memory alloys, Materials Science and Engineering A, 273 (275), 315.

79. Chernenko, V. A., Cesari, E., Pons, J. ve Seguı, C., J. 2000. Phase transformations in rapidly quenched Ni–Mn–Ga alloys, Journal of Materials Research, 15 (7), 12.

80. James, R. D., Tickle, R. ve Wuttig, M., 1999. Large field-induced strains in ferromagnetic shape memory materials, Materials Science and Engineering A, 273 (275), 320.13.

81. Belosludtsevaa, E. S., Kuranovaa, N. N., Marchenkovaa, E. B., Popova, A. G. ve. Pushin, V. G., 2016. Effect of Gallium Alloying on the Structure, the Phase Composition, and the Thermoelastic Martensitic Transformations in Ternary Ni–Mn–Ga Alloys, SSN 1063-7842, Technical Physics, 61 (4), 547–553.

82. Planes, A., Manosa, L. ve Acet, M., 2009. Magnetocaloric Effect and Its Relation to Shape Memory Properties in Ferromagnetic Heusler Alloys, Journal of Physics: Condensed Matter, 21, 233201.

83. Sakon, T., Adachi, Y. ve Kanomata, T., 2013. Magneto-Structural Properties of $Ni_2MnGa$ Ferromagnetic Shape Memory Alloy in Magnetic Fields, Metals, 3, 202-224.

84. Kikuchi, D., 2005. Thermomagnetic Properties of Quarternary Ni-Mn-Fe-Ga Ferromagnet Shape Memory Alloys, Master Thesis, Tohoku Gakuin University, Takajo, Japan.

85. Liu, D. M., Nie, Z. H., Wang, Y. D., Liu, Y. D.,. Wang, G., Ren, Y ve. Zuo, L., 2008. New Sequences Of Phase Transition in Ni-Mn-Ga Ferromagnetic Shape Memory Nanoparticles, Metallurgical and Materials Transactıons A, 39 (8), 466.

86. Sakon, T., Nagashio, H., Sasaki, K., Susuga, S., Endo, K., Nojiri, H. ve Kanomata, T., 2011. Thermal expansion and magnetization studies of novel ferromagnetic shape memory alloys $Ni_{52}Mn_{12.5}Fe_{12.5}Ga_{23}$ and $Ni_2Mn_{0.75}Cu_{0.25}Ga$., Materials Transactions, 52, 1142–1147.

87. Lookman, T. ve Ren, X. (eds.), 2018. Frustrated Materials and Ferroic Glasses, Springer Series in Materials Science 275.

88. Sánchez-Alarcos,V., Recarte,V., Pérez-Landazábal, I. P., Cesari, E. ve Rodríguez-Velamazán, J. A., 2014. Long-Range Atomic Order and Entropy Change at the Martensitic Transformation in a Ni-Mn-In-Co Metamagnetic Shape Memory Alloy, Entropy, 16, 2756-2767.

89. Stuhr, U., Vorderwisch, P. ve Kokorin, V. V., 2000. Phonon Softening in $Ni_2MnGa$ with High Martensitic Transition Temperature, Journal of Physics: Condensed Matter, 12, 7541–7545.

90. Khovaylo, V. V., Takagi, T. ve Bozhko, A. D., 2001. Pre-martensitic Transition in $Ni_{(2+x)}Mn_{(1-x)}Ga$ Heusler Alloys, Journal of Physics: Condensed Matter, 13, 9655.

91. Entel, P., Buchelnikov, V. D. ve. Gruner, M. E., 2008. Shape Memory Alloys: a Summary of Recent Achievements, Materials Science Forum, 583, 21–41.

92. Glavatskyy, I., Glavatska, N., Urubkov, I., Hoffman, J. U. ve Bourdarot, F., 2008. Crystal and magnetic structure temperature evolution in Ni-Mn-Ga magnetic shape memory martensite, Materials Science and Engineering A, 481–482, 298–301.

93. Otsuka, K. ve Wayman, C. M., 1998. Shape Memory Materials, Cambridge University Press, Cambridge, UK.

94. Otsuka, K., Ohba, T., Tokonami, M. ve Wayman, C. M., 1993. New description of long period stacking order structures of martensites in β-phase alloys, Scripta Metallurgica et Materialia, 29, 1359.

95. Morito, S. ve Otsuka, K., 1996. Electron microscopy of new martensites with long period stacking order structures in $Ni_{50}Al_xMn_{50-x}$ alloys I. Structures and morphologies, Materials Sci. Engineering A, 208, 47.

96. Aydoğdu, A., 1995. Şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni alaşımlarındaki martensitik dönüşümler üzerinde termal yaşlandırma etkileri, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

97. Şahan, Z. A., 2019. Kriyojenik Isıl İşlem Süresinin CoNiAlSi Alaşımında Martensitik Faz Dönüşümü Üzerine Etkileri, Aksaray Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Aksaray.

98. Chernenko, V. A., Seguí, C., Cesari, E., Pons, J. ve Kokorin, V.V., 1998. Sequence of martensitic transformations in Ni-Mn-Ga alloys, Physics Review B, 57, 2659–2662.

99. Kuo, Y. K., Sivakumar K. M. ve. Chen, H. C., 2005. Anomalous Thermal Properties of the Heusler Alloy $Ni_{(2+x)}Mn_{(1-x)}Ga$ Near the Martensitic Transition, Physics Review B: Condensed Matter and Materials Physics, 72, 054116.

100. Krenke, T., Acet M. ve Wassermann, E. F., 2006. Ferromagnetism in the Austenitic and Martensitic States of Ni–Mn–In Alloys," Physics Review B: Condensed Matter and Materials Physics, 73, 174413.

101. Khan, M., Dubenko, I., Stadler, S. ve Naushad, A., 2008. Magnetostructural Phase Transitions in $Ni_{50}Mn_{(25+x)}Sb_{(25-x)}$ Heusler Alloys, Journal of Physics: Condensed Matter, 20, 235204.

102. Takenaga, T., Hayashi, K. ve Kajitani, T., 2007. Structural and Magnetic Transition Temperatures of Full Heusler Ni–Mn–Sn Alloys Determined by Van der Pauw Method, Journal of Chemical Engineering Japonees, 40, 1328.

103. Sutou, Y., Imano, Y. ve Koeda, N., 2004. Magnetic and Martensitic Transformations of NiMnX (X = In, Sn, Sb) Ferromagnetic Shape Memory Alloys, Applied Physics Letters, 85, 4358. Applied Physics Letters

104. Khan, M., Dubenko, I. ve Stadler, S., 2007. Exchange Bias Behavior in Ni–Mn–Sb Heusler Alloys, Applied Physics Letters, 91, 072510.

105. Lobodyuk, V. A., Koval Yu. N. ve Pushin V. G., 2011. Crystal-structural features of pretransition phenomena and thermoelastic martensitic transformations in alloys of nonferrous metals, Fizika Metallov i Metalloved, 111 (2), 169.

106. Otsuka, K., Simidzu, K. ve. Sudzuki, Y., 1990. Alloys with Shape-Memory Effect, Ed. by Kh. Funakubo (Metallurgiya, Moscow), translated from Japanese.

107. Gilman, J., 2003. Electronic Basis of the Strength of Materials, Cambridge University Press, Cambridge, UK.

108. Gilman, J., Cuberland R. W.ve Kaner R. B., 2006. Design of hard crystals, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 24, 1-5.

109. Chen, H. R., 2010. Shape Memory Alloys: Manufacture, Properties and Applications, Nova Science Publishers Inc., pp. 339-360.

110. Zarinejad, M. ve Liu, Y., 2008. Dependence of transformation temperatures of NiTi-based shape-memory alloys on the number and concentration of valence electrons, Advenced Functional Materials, 18, 2789-2794.

111. Ostuka, K. ve Ren, X., 2005. Physical Metallurgy of Ti-Ni Based Shape Memory Alloys, Progressive Materials Science, 50, 511-678.

112. Liu,Y., Ai, F., Jiang, B., Liu,Y. ve Qi, X., 2006. Thermally controlled shape memory effects in $Ni_{1.95}Mn_{1.42}Ga_{0.63}$ single crystals, Materials Science and Engineering A, 438-440, 999-1002.

113. Feng, G., Jiang, C., Liang, T. ve Xu, H., 2002. Magnetic and structural transition of $Ni_2MnGa$ alloys, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 248, 312-317.

114. Wang, H. B., Liu, C., Lei, Y.C. ve Cai, W., 2008. Characterization of $Ni_{55.6}Mn_{11.4}Fe_{7.4}Ga_{25.6}$ high temperature shape memory alloy thin film, Jornal of Alloys and Compounds, 465, 458-461.

115. Cai, W., Gao, L., Liu, A. L., Sui, J. H. ve Gao, Z. Y., 2007. Martensitic transformation and mechanical properties of Ni–Mn–Ga–Y ferromagnetic shape memory alloys, Scripta Materialia, 57, 659-662.

116. Gao, L., Gao, Z. Y., Cai, W. ve. Zhao, L. C., 2006. Effect of rare earth Dy addition on microstructure and martensitic transformation of polycrystalline NiMnGaDy ferromagnetic shape memory alloys, Materials Science and Engineering A, 438-440, 1077-1080.

117. Mathur, R. P., Singh, R. K., Chandrasekaran, V., Ray S. ve Ghosal, P., 2007. Structural and magnetic transitions in Fe-, Co- and Al-substituted Ni-Mn-Ga ferromagnetic shape memory alloys, Metallurgical Materials Transactions A, 38, 2076-2084.

118. Recarte, V., Gomez-Polo, C., Sanchez-Alarcos, V. ve Perez-Landazabal, J. I., 2007. Magnetic study of the martensitic transformation in a Fe–Pd alloy, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 316, 614-617.

119. Glavatskyy, I., Glavatska, N., Söderberg, O., Hannula, S.-P. ve Hoffmann, J. U., 2006. Transformation temperatures and magnetoplasticity of Ni–Mn–Ga alloyed with Si, In, Co or Fe, Scripta Materialia, 54, 1891-1895.

120. Steckmann, H., Kolomytsev, V. I. ve Kozlov, A. V., 1999. Acoustoplastic effect in the shape memory alloy Ni–Ti–Re at ultrasonic frequency, Ultrasonics, 37, 59-62.

121. Yamaguchi, K., Ishida, S. ve Asano, S., 2003. Valence Electron Concentration and Phase Transformations of Shape Memory Alloys Ni–Mn–Ga–X, Materials Transactions, 44 (1), 204-210.

122. Pushpanathan, K., Santhi, R., Chokkalingam R. ve Mahendran, M., 2013. Martensitic transformation and microstructure of Ni-Mn-Ga magnetic shape memoryalloy, Materials and Manufacturing Processes, 28, 72-78.

123. Prusik, K., Morawiec, H., Kostrubiec, B., Prewendowski, M., Dercz, G. ve Ziewiec, K., 2008. The effect ofg-phase particles on microstructure and properties of Co-Ni-Gaalloys, The European Physical Journal Special Topics, 158, 155-159.

124. Oikawa, K., Ota, T., Sutou, Y., Ohmori, T., Kainuma, R. ve Ishida, K., 2002. Magnetic and martensitic phase transformations in a $Ni_{54}Ga_{27}Fe_{19}$ alloy, Materials Transactions, 43, 2360-2362.

125. Ma, Y., Xu, L., Li, Y., Jiang, C., Xu, H.ve Lee, Y. K., 2005. Martensitic transformation, ductility, and shape-memory effect of polycrystalline $Ni_{56}Mn_{25-x}Fe_xGa_{19}$ alloys, Zeitschrift für Metallkunde, 96, 843-846.

126. Khan, M., Dubenko, I., Stadler, S. ve Ali, N., 2005. The structural and magnetic properties of $Ni_2Mn_{1-x}M_xGa$ (M=Co, Cu), Journal of Applied Physics, 97, 10M304.

127. Ma, Y., Lai, S., Yang, S., Luo, Y., Wang, C. ve Liu, X., 2011. $Ni_{56}Mn_{25-x}Cr_xGa_{19}$ (x=0, 2, 4, 6) high temperature shape memory alloys, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 21, 96-101.

128. Ma, Y., Yang, S., Wang, C.ve Liu, X., 2008. Tensile characteristics and shape memoryeffect of $Ni_{56}Mn_{21}Co_4Ga_{19}$ high-temperature shape memory alloy, , 58, 918-921.

129. Ma, Y., Yang, S., Liu, Y. ve Liu, X., 2009. The ductility and shape memory properties of Ni-Mn-Co-Ga high-temperature shape memory alloys, Acta Materialia, 57, 3232-3241.

130. Yang, S., Ma, Y., Jiang, H. ve Liu, X., 2011. Microstructure and shape memory characteristics of $Ni_{56}Mn_{25-x}Co_xGa_{19}$ (x=4, 8) high temperature shape memory alloys, Intermetallics, 19, 225-228.

131. Santamarta, R., Cesari, E., Muntasell, J., Font, J., Pons, J. ve Ochin, P., 2010. Thermal and microstructural evolution under ageing of several high temperature Ni-Mn-Ga alloys, Intermetallics, 18 (5), 977-983.

132. Yang, S., Liu, Y., Wang, C. ve Liu, X., 2012. Martensite stabilization and thermal cyclingstability of two-phase NiMnGa-based high-temperature shape memory alloys, Acta Materialia, 60, 4255-4267.

133. Xing, Y., Li, Y., Chai, L. ve Xu, H., 2006. The effect of aging on the Ni-Mn-Ga high-temperature shape memory alloys, Scripta Materialia, 54, 1139-1143.

134. Nespoli, A., Bif, C. A., Villa, E. ve Tuiss, A., 2017. Effect of heating/cooling rate on martensitic transformation of NiMnGa-Co high temperature ferromagnetic shape memory alloys, Journal of Alloys and Compounds, 690, 478-484.

135. Wang, Y., Huang, C., Gao, J., Yang, S., Ding, X., Song, X. ve Ren, X., 2012. Evidence for ferromagnetic strain glass in Ni-Co-Mn-Ga Heusler alloy system, Applied Physics Letters, 101, 101913.

136. Soto-Parra, D. E., Moya, X., Manosa, L., Planes, A., Flores-Zúniga, H., Alvarado-Hernandez, F., Ochoa-Gamboa, R. A., Matutes-Aquino, J. A. ve RíosJara, D.,

2010. Fe and Coselective substitution in $Ni_2MnGa$: effect of magnetism on relative phasestability, Philosophical Magazines, 90, 2771.

137. Stuhr, U., Vorderwisch, P. ve Kokorin, V. V., 1997. Pre martensitic Phenomena in the Ferro–and Paramagnetic Phases of $Ni_2MnGa$, Physics Review B: Condensed Matter and Materials Physics, 56, 14360–14365.

138. Kokorin, V. V., Chernenko V. A. ve. Pons, J., 1997. Acoustic Phonon Mode Condensation in Ni2MnGa Compound, Solid State Communications, 101, 7–9.

139. Kainuma, R., Imaho, Y. ve Ito, W., 2006. Metamagnetic Shape Memory Effect in a Heusler Type $Ni_{43}Co_7Mn_{39}Sn_{11}$ Crystalline Alloy, Applied Physics Letters, 88, 192513.

140. Yu, S. Y., Ma, L. ve Liu, G. D., 2007. Magnetic Field Induced Martensitic Transformation and Large Magnetoresistance in NiCoMnSb Alloys, Applied Physics Letters, 90, 242501.

141. Nayak, A. K., Suresh, K. G ve. Nigam, A. K., 2009. Observation of Enhanced Exchange Bias Behaviour in NiCoMnSb Heusler Alloys, Journal of Physics D: Applied Physics, 42, 115004.

142. Ito, W., Imano, Y., Kainuma, R., Sutou, Y., Oikawa, K. ve Ishida, K., 2007. Martensitic and magnetic transformation behaviors in Heusler-type NiMnIn and NiCoMnIn metamagnetic shape memory alloys, Metallurgical Materials Transactions, 38, 759–766.

143. Pérez-Landazábal, J. I., Recarte, V., Sánchez-Alarcos, V., Gómez-Polo, C. ve Cesari, E., 2013. Magnetic properties of the martensitic phase in Ni-Mn-In-Co metamagnetic shape memory alloys, Applied Physics Letters, 102, 101908.

144. Likhachev, A. A. ve Ullakko, K., 2000. Magnetic-field-controlled twin boundaries motion and giant magneto-mechanical effects in Ni–Mn–Ga shape memory alloy, Physical Letters A, 275, 142–151.

145. Zhu, F. Q., Yang, F. Y., Chien, C. L., Ritchie, L., Xiao, G. ve Wu, G. H., 2005. Magnetic and thermal properties of Ni–Mn–Ga shape memory alloy with Martensite transition near room temperature, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 288, 79–83.

146. Chernenko, V. A., L'vov, V. A., Khovailo, V. V., Takagi, T., Kanomata, T., Suzuki, T. ve Kainuma, R., 2004. Interdependence between the magnetic properties and lattice parameters of Ni–Mn–Ga martensite, Journal of Physics: Condensed Matter, 16, 8345–8352.

147. Golub, V. O., Vovk, A. Y., O'Connor, C. J., Kotov, V. V., Yakovenko, P. G. ve Ullakko, K., 2003. Magnetic and structural properties of nonstoichiometric $Ni_2MnGa$ alloys with Ni and Ga excess, Journal of Applied Physics, 93, 8504.

148. Kim, J., Inaba, F., Fukuda, T. ve Kakeshita, T., 2006. Effect of magnetic field on martensitic transformation temperature in Ni–Mn–Ga ferromagnetic shape memory alloys, Acta Materialia, 54, 493–499.

149. González-Comas, A., Obradó, E., Mafiosa, L., Planes, A. ve Labarta, A., 1999. Magnetoelasticity in the Heusler Ni2MnGa alloy, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 196–197, 637–638.

150. Sasioglu, E., Sandratskii, L. M. ve Bruno, P., 2004. First-principles calculation of the intersublattice exchange interactions and Curie temperatures of the full Heusler alloys $Ni_2MnX$ (X=Ga, In, Sn, Sb), Physics Review B, 70, 024427.

151. Wung, S. K. ve. Wung, S. T., 2003. Effect of Composition on Transformation Temperatures of Ni–Mn–Ga Shape Memory Alloys, Materials Letters, 57, 4291–4296.

152. Entel, P., Gruner, M. E ve. Dannenberg, A., 2010. Fundamental Aspects of Magnetic Shape Memory Alloys: Insight from ab initio and Monte Carlo Studies, Materials Science Forum, 635, 3–12.

153. Enkovaara, J., Heczko, O. ve Ayuela, A., 2003. Coexistence of Ferromagnetic and Antiferromagnetic Order in Mn Doped $Ni_2MnGa$, Physics Review B: Condensed Matter and Materials Physics, 67, 212405.

154. Oikawa, K., Ito, W., Imano, Y., Sutou, Y., Kainuma, R., Ishida, K., Okamoto, S., Kitakami, O. ve Kanomata, T., 2006. Effect of magnetic field on martensitic transition of $Ni_{46}Mn_{41}In_{13}$ Heusler alloy, Applied Physics Letters, 88, 122507.

155. Aksoy, S., Acet, M., Deen, P. P., Mañosa, L. ve Planes, A., 2009. Magnetic correlations in martensitic Ni-Mn-based Heusler shape-memory alloys: Neutron polarization analysis, Physics Review B, 79, 212401.

156. Yu, S.Y., Liu, Z. H., Liu G. D., Chen, J. L., Cao, Z. X., Gu, G. H., Zhang, B. ve Zhang, X. X., 2006. Large magnetoresistance in single-crystalline $Ni_{50}Mn_{50-x}In_x$ (x = 14–16) upon martensitic transformation, Applied Physics Letters, 89, 162503.

157. Sharma, V. K., Chattopadhyay, M. K., Shaeb, K. H .B., Chouhan, A. ve Roy, S. B., 2006. Large magnetoresistance in $Ni_{50}Mn_{34}In_{16}$ alloy, Applied Physics Letters, 89, 222509.

158. Wang, B. M., Liu, Y., Wang, L., Huang, S. L., Zhao, Y., Yang, Y. ve Zhang, H., 2008. Exchange bias and its training effect in the martensitic state of bulk polycrystalline $Ni_{49.5}Mn_{34.5}In_{16}$, Journal of Applied Physics, 104, 043916.

159. Pathak, A. K., Gautam, B. R., Dubenko, I., Stadler, S. ve Ali, N., 2008. Phase transitions and magnetoresistance in $Ni_{50}Mn_{50-x}In_x$ Heusler alloys, Journal of Applied Physics, 103, 07F315–07F315.

160. Du, J., Zheng, Q., Ren, W. J., Feng, W. J., Liu, X. J. ve Zhang, Z. D., 2007. Magnetocaloric effect and magnetic-field-induced shape recovery effect at room temperature in ferromagnetic Heusler alloy Ni-Mn-Sb, Journal of Physics D:Applied Physics, 40, 5523.

161. Kataoka, M., Endo, K., Kudo, N., Kanomata, T., Nishihara, H., Shishido, T., Umetsu, R. Y., Nagasako, M. ve Kainuma, R., 2010. Martensitic transformation, ferromagnetic transition, and their interplay in the shape memory alloys $Ni_2Mn_{1-x}Cu_xGa$, Physics Review B, 82, 1–14.

162. Seyyar, F., 2018. Phalangıum Opilio Lınnaeus (Opılıones) Türünden Kitin Eldesi ve Karakterizasyonu, Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Biyoloji Anabilim Dalı, Niğde.

163. Cullity, B. D. (Çeviren: Sümer A.), 1966. X-Işınları Difraksiyonu, İstanbul Teknik Üniversitesi Yayınları (Eserin Sahibi: İ.T.Ü. Maden Fakültesi), Gümüşsuyu, İstanbul, s105-106.

164. Morito, H., Oikawa, K., Fujita, A., Fukamichi, K., Kainuma, R ve. Ishida, K., 2010. Large magnetic-field-ınduced Strain in Co-Ni-Al Single Variant Ferromagnetic shape memory alloy, Scripta Materialia, 5, 1-6.

165. Adachi, K. ve Wayman, C. M., 1985. Electron Microscopic Study of O-Phase Martensite in Ni-Mn Alloys, Metallurgical Transactions A, 16, 1581.

166. Pushin, V. G., Prokoshkin, S. D. ve Valiev, R. Z., 2006. Titanium Nickelide Alloys with Shape Memory, Ed. by V. G. Pushin (Ural. Otd. Ross. Akad. Nauk, Yekaterinburg), Part 1.

167. Sadullahoğlu, G., 2012. NdFeB Esaslı Kalıcı Mıknatısların Manyetik Özellikleri Üzerinde Al ve Cu Katkılarının İncelenmesi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, İstanbul.

168. Kothalkar, A .D., Benıtez, R., Hu, L., Radovıc, M. ve Karaman, I., 2014. Thermo-Mechanical Response And Damping Behavior of Shape Memory Alloy–Max Phase Composites, Metallurgical and Materials Transactıons A, 45 (5), 2646-2658.

169. Chernenko, V.A., L'vov, V. A. ve. Cesari, E., 1999. Martensitic transformation in ferromagnets: experiment and theory, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 196–197, 859–860.

170. Chernenko, V. A., 1999. Compositional instability of β-phase in Ni-Mn-Ga alloys, Scripta Materialia, 40, 523–527.

171. Akis, A. Ç., 2012. Şekil hatırlamalı Co-Ni-Al-Si alaşımında yaşlandırma olayının martensitik faz dönüşümü üzerine etkileri, Yüksek Lisans Tezi, Kilis 7 Aralık Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kilis.

172. Işık, A., 2007. FePd ferromagnetik şekil hatırlamalı alaşımının kristalografisi, Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalı, Isparta.

173. Kustov, S., Corró, M. L., Pons, J. ve Cesari, E., 2009. Entropy change and effect of magnetic field on martensitic transformation in a metamagnetic Ni-Co-Mn-In shape memory alloy, Applied Physics Letters, 94, 191901.

174. Łaszcz, A., Hasiak, M. ve Kaleta, J., 2019. Effects of Ti and Gd for Ga substitution on microstructure, magnetic and T mechanical properties of polycrystalline Ni-Mn-Ga magnetic shape memory alloy, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 476, 497–505.

## ÖZGEÇMİŞ

**Ad-Soyad** **:** Murat ESKİL

**EĞİTİM BİLGİLERİ**
**Lisans** **:** 19 Mayıs Üniversitesi, 1997
**Yüksek Lisans** **:** Fırat Üniversitesi, 2000
**Doktora** **:** Fırat Üniversitesi, 2006

**MESLEKİ DENEYİM**
1. Gaziantep Üniversitesi, Öğretim Görevlisi
4. Gaziantep Üniversitesi, Dr. Öğretim Üyesi
5. Kilis 7 Aralık Üniversitesi, Dr. Öğretim Üyesi
6. Aksaray Üniversitesi, Dr. Öğretim Üyesi
7. Aksaray Üniversitesi, Doçent Dr.

**TEZDEN ÜRETİLEN YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER**

Kongrelerde Sunulan Makaleler

1. Eskil M., Aldaş K., Şahan Z.A. 2016. Co Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşımların Morfolojisinin Kompozisyona Bağlılığı. Internatıonal Conference on Material Science and Tecnology in Cappadocia (IMSTEC'16), April 6-8, 2016, Nevşehir, Turkey.

2. Eskil M., Aldaş K., Şahan Z.A. 2016. Co Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Süpersoğutma İşlemi Sonucunda Metalografik İncelemeler. Internatıonal Conference on Material Science and Tecnology in Cappadocia (IMSTEC'16), April 6-8, 2016, Nevşehir, Turkey.

3. Eskil M., Şahan Z.A. 2016. Co Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Çökeltiler. Internatıonal Conference on Material Science and Tecnology in Cappadocia (IMSTEC'16), April 6-8, 2016, Nevşehir, Turkey.

**PROJELER**

1. Eskil M., 01.04.2017. Kriyojenik Isıl İşlem Süresinin Martensitik Faz Dönüşümleri Üzerine Etkileri, 2015-066.