

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ**

**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**MELT SPİNNİNG YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN  $CuAlMn$  ESASLI ŞERİTLERİN  
YAPISAL, ŞEKİL BELLEK VE MANYETİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Murat EROĞLU**

**HAZİRAN 2017**

**TRABZON**



**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**



**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce**

**Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /**

**Tezin Savunma Tarihi : / /**

**Tez Danışmanı :**

**Trabzon**

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında  
Murat EROĞLU Tarafından Hazırlanan**

**MELT SPİNNİNG YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN  $CuAlMn$  ESASLI ŞERİTLERİN YAPISAL,  
ŞEKİL BELLEK VE MANYETİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**




başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 23 / 05 / 2017 gün ve 1703 sayılı  
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda  
**YÜKSEK LİSANS TEZİ**  
olarak kabul edilmiştir.

**Jüri Üyeleri**

**Başkan : Prof. Dr. Fazlı ARSLAN**

**Üye : Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK**

**Üye : Doç. Dr. Murat AYDIN**

**Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ  
Enstitü Müdürü**

## ÖNSÖZ

Tez çalışmamın her aşamasında bilgi ve tecrübeleriyle beni yönlendiren ve yardımlarını esirgemeyen Tez Danışmanım Sayın Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK'e, çalışmalarımda büyük emekleri geçen Doç. Dr. Bülent ÖZTÜRK, Arş. Gör. Sefa Emre SÜN BÜL, Arş. Gör. Kürşat İCİN, Arş. Gör. Zafer GÖLBAŞI ve Sayın Süleyman TONBUL'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca çalışmamın birçok aşamasında yardımlarını esirgemeyen değerli arkadaşlarım Yük. Müh. Deha Emre KANAR, Yük. Müh. Abdürrahim METOĞLU ve Ömer ŞAHİN'e teşekkürü bir borç bilirim.

Sevgili aileme, maddi ve manevi yardımlarını benden esirgemedi her zaman yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

Murat EROĞLU  
Trabzon 2017



## TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “ Melt Spinning Yöntemiyle Üretilen CuAlMn Esaslı Şeritlerin Yapısal, Şekil Bellek ve Manyetik Özelliklerinin İncelenmesi ” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK’ün sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 07/06/2017.

Murat EROĞLU

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
ÖZET .....	VII
SUMMARY .....	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XIII
SEMBOLLER DİZİNİ .....	XIV
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş .....	1
1.2. Şekil Hafızalı Alaşımların Genel Özellikleri.....	5
1.3. Martenzitik Faz Dönüşümü .....	6
1.3.1. Termoelastik Martenzitik Dönüşüm.....	9
1.3.2. İzotermal ve Atermal Dönüşüm .....	9
1.4. Şekil Hafıza Etkisi .....	10
1.4.1. Şekil Hafıza Etkisinin Mekanizması .....	10
1.4.2. Tek Yönlü Şekil Hafıza Etkisi.....	12
1.4.3. Çift Yönlü Şekil Hafıza Etkisi.....	13
1.4.3. Süper Örgü Yapılar.....	14
1.5. Elektron Konsantrasyonu ve Martenzit Öncesi Yapılar .....	16
1.7. Cu-Al-Mn Alaşımlarının Denge Diyagramları .....	18
1.8. Manyetik Malzemeler.....	24
1.8.1. Manyetik Dipoller .....	25
1.8.2. Manyetik Duygunluk.....	25
1.8.3. Manyetik Nicelikler ve Birimleri .....	26
1.8.4. Manyetik Maddelerin Sınıflandırılması .....	27
1.8.5. Sıcaklığın Mıknatıslanmaya Etkisi.....	29
1.8.6. Manyetik Malzemelerde Domen (Bölge) Yapısı.....	29
1.8.7. Manyetik Histerizis .....	30

1.9.	Heuslar Alaşımları.....	32
1.9.1.	Heuslar Alaşımlarının Yapısal Özellikleri .....	32
1.10.	Ferromanyetik Şekil Bellekli Alaşımlar .....	34
1.10.1.	Ferromanyetik Şekil Bellek Etkisi.....	35
1.11.	Şekil Hafızalı Alaşımların Üretim Teknikleri .....	37
1.12.	Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	41
2.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	44
2.1.	Kullanılan Alaşımlar .....	44
2.2.	Melt Spinning Ünitesi.....	45
2.3.	Metalografik İşlemler .....	47
2.4.	Mikroyapı İncelemeleri ve Elemental Analiz.....	48
2.5.	X-Işını Kırınımı Ölçümleri.....	48
2.6.	Termal Analizler.....	49
2.7.	Manyetik Ölçümler.....	50
3.	BULGULAR VE İRDELEME.....	51
3.1.	Cu-Al-Mn Şeritlerinin Üretimi .....	51
3.2.	Üretilen Şeritlerin Kimyasal Kompozisyonlarının Belirlenmesi.....	52
3.3.	Üretilen Şeritlerin Yapısal İncelemeleri.....	66
3.4.	Üretilen Şeritlerin Termal Davranışlarının Belirlenmesi .....	77
3.5.	Üretilen Şeritlerin Manyetik Özelliklerinin Belirlenmesi .....	86
4.	SONUÇLAR.....	93
5.	ÖNERİLER .....	95
6.	KAYNAKLAR.....	96
	ÖZGEÇMİŞ	

ÖZET

MELT SPİNNİNG YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN CuAlMn ESASLI ŞERİTLERİN  
YAPISAL, ŞEKİL BELLEK VE MANYETİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Murat EROĞLU

Karadeniz Teknik Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Danışman : Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK  
2017, 104 Sayfa

Bu yüksek lisans tez çalışmasında, melt spinning yöntemi kullanılarak ağ. % 13 Al ve ağ. % 1-14 Mn elementi içeren CuAlMn esaslı hızlı katılaştırılmış şeritler üretilmiştir. Üretilen şeritlerin yapısal, şekil bellek ve manyetik özellikleri araştırılmıştır. Çalışma kapsamında gerçekleştirilen XRD ve SEM analizleri neticesinde, ağ. % 5 ve altı Mn miktarına sahip şeritlerde anafazın  $\beta_1'$  martenzitten, % 7 ve üzeri Mn miktarında ise anafazın  $\gamma_1'$  martenzitten oluştuğu gözlenmiştir. Bunun yanısıra, yüksek manganlı şeritlerde martenzite dönüşmeden kalan östenitin varlığında tespit edilmiştir. Üretilen şeritlerin kesitlerinden elde edilen mikroyapı görüntülerinden tanelerin çubuksu ve eşekslenli şekillere sahip olduğu belirlenmiştir. Yapılan DSC analizlerinden faz dönüşüm sıcaklıklarının Mn miktarına bağlı olarak değiştiği tespit edilmiştir. Östenit-martenzit ve martenzit-östenit ters dönüşüm sıcaklıklarının artan mangan miktarıyla azaldığı, ferromanyetik-paramanyetik ve paramanyetik-ferromanyetik faz dönüşüm sıcaklıklarının ise artan mangan miktarıyla arttığı gözlenmiştir. %5 ve altı Mn içeren şeritlerde iki yönlü, % 7 ve üzeri Mn miktarında ise tek yönlü şekil bellek özelliği geliştiği saptanmıştır. Aynı zamanda, yüksek Mn içeren şeritlerde manyetik bellek etkisi oluştuğu belirlenmiştir. VSM cihazında gerçekleştirilen ölçümler sonucunda, üretilen şeritlerde Mn miktarının artmasıyla saturasyon değerinin de arttığı tespit edilmiştir.

**Anahtar Kelimeler** : Melt-spinning, Martenzitik dönüşüm, Şekil bellek etkisi, Manyetizasyon

**SUMMARY**

INVESTIGATION OF STRUCTURAL, SHAPE MEMORY AND MAGNETIC  
PROPERTIES OF CuAlMn BASED RIBBONS PRODUCED BY MELT SPINNING  
METHOD

Murat EROĞLU

Karadeniz Technical University  
The Graduate School of Natural and Applied Sciences  
Metallurgy and Materials Engineering

Supervisor : Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK  
2017, 104 Pages

In this study, rapidly solidified CuAlMn based ribbons containing % 13 Al and 1-14 % Mn element by weight were produced by melt spinning method. The structural, shape memory and magnetic properties of produced ribbons were investigated. The parent phase was  $\beta_1'$  martensitic for ribbons with Mn content of 5 % wt. or less, whereas  $\gamma_1'$  martensitic for 7 % wt. or over. Retained austenite was also observed in ribbons including high manganese. The microstructure of produced powders consisted with stick-like and equiaxial shaped grains. The phase transformation temperatures changed with Mn amount. Austenite-martensite and martensite-austenite phase transformation temperatures decreased with increasing manganese content, while ferromagnetic-paramagnetic and paramagnetic-ferromagnetic phase transformation temperatures increased with increasing manganese content. Two-way shape memory property was observed for ribbons containing 5 % wt. Mn or less whereas one-way for 7 % or over. The magnetic memory effect occurred in the ribbons containing high Mn. The saturation value increased with increasing Mn amount in the produced ribbons.

**Key Words** : Melt-spinning, Martensitic transformation, Shape memory effect, Magnetization

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa No

- Şekil 1. Sabit yük altındaki bir numunede ısıtma ve soğutma durumunda tipik dönüşüm-sıcaklık eğrisi T: sıcaklık;  $T_h$  : dönüşüm histeresizi;  $M_s$  : martenzit başlangıç sıcaklığı;  $M_f$ : Martenzit bitiş sıcaklığı;  $A_s$  : austenit başlangıç sıcaklığı;  $A_f$ : austenit bitiş sıcaklığı..... 5
- Şekil 2. Şekil değişiminin şematik gösterimi; a) Orijinal ana faz tek kristali, b) dönüşümün neden olduğu yüzey değişimi, c) Martenzitik dönüşüm sırasında yüzeye çizilen çizgideki değişim ..... 7
- Şekil 3. Martenzitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim ..... 8
- Şekil 4. Şekil hafıza olayının şematik gösterimi ..... 11
- Şekil 5. Mekaniksel yükleme olmaksızın şekil hafızalı alaşımın sıcaklığa bağlı faz değişimi ..... 12
- Şekil 6. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi [51]..... 14
- Şekil 7. A<sub>2</sub>, B<sub>2</sub> (CuAl), DO<sub>3</sub> (Cu<sub>3</sub>Al) ve L<sub>21</sub> (Cu<sub>2</sub>MnAl) tipi düzenli kristal yapıların birim hücreleri ..... 16
- Şekil 8. Cu-Al-Mn üçlü alaşımlarının izotermal kesitlerinin diyagramları..... 19
- Şekil 9. Cu-Al-10 at% Mn, -15 at% Mn and -20 at% Mn alaşımlarının düşey kesitleri... 20
- Şekil 10. Cu-Al ikili faz diyagramında Mn miktarına bağlı olarak değişen A<sub>2</sub>-B<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>-DO<sub>3</sub> geçiş sıcaklıkları..... 21
- Şekil 11. Mangan alaşımı miktarına bağlı olarak A<sub>2</sub>-B<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>-DO<sub>3</sub>(L<sub>21</sub>) dönüşüm sıcaklıkları..... 22
- Şekil 12. Alaşım kompozisyonuna bağlı olarak Cu<sub>3</sub>Al (DO<sub>3</sub>) ile diğer yapıların oluşması için izlenmesi gereken çizginin faz diyagramı üzerinde gösterilmesi [58]..... 22
- Şekil 13. Cu-Al ikili faz diyagramında alüminyum miktarına bağlı olarak düşük sıcaklıklarda görülen martenzit fazları [59]. ..... 23
- Şekil 14. CuAlMn (a) ve CuMnAl (b) alaşımlarının SEM görüntüleri [59]. ..... 24
- Şekil 15. Manyetik davranış çeşitleri [61]. ..... 27
- Şekil 16. Sıcaklığın doyma mıknatıslığı üzerine etkisi [72]. ..... 29
- Şekil 17. Domenlerin hareketi [61]. ..... 30
- Şekil 18. Ferromanyetik histerisiz döngüsü [61]. ..... 31
- Şekil 19. a) Yarı-heuslar ve tam heuslar yapı için kristal yapı gösterimi, b) B<sub>2</sub> tip düzensiz yapıda, Y ve Z alt örgülerinin üç farklı bulunma konfigürasyonu [76]. ..... 33
- Şekil 20. Alaşım sistemleri için martenzit, ferromanyetik ve süper örgü ilişkisi [14]. ..... 36

Şekil 21. Manyetik alan uygulamasının martenzit ikizleri üzerine etkisi [79].....	36
Şekil 22. Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlardan elde edilen sıcaklık kontrollü sensörlerin çalışma mekanizması [82].....	37
Şekil 23. Melt spinning sisteminin şematik görünümü [100].....	39
Şekil 24. Hızlı katılaştırılmış Cu <sub>2</sub> MnAl şeritinin SEM görüntüsü [101]. ....	40
Şekil 25. Melt spinning ünitesinin şematik resmi. ....	45
Şekil 26. Melt spinning cihazı fotoğraf görüntüsü. ....	46
Şekil 27. Taramalı elektron mikroskobu (SEM). ....	48
Şekil 28. X'pert Powder3 model X-ışını kırınımı cihazı. ....	49
Şekil 29. Hitachi marka 7020 model DSC cihazı. ....	50
Şekil 30. VSM cihazının çalışma sisteminin şematik gösterimi. ....	50
Şekil 31. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAlMn şeritlerin fotoğraf görüntüsü ..... 51	51
Şekil 32. CAM 1 alaşımının EDS analizi sonuçları. ....	54
Şekil 33. CAM 2 alaşımının EDS analizi sonuçları. ....	55
Şekil 34. CAM 3 alaşımının EDS analizi sonuçları. ....	56
Şekil 35. CAM 4 alaşımının EDS analizi sonuçları. ....	57
Şekil 36. CAM 7 alaşımının EDS analizi sonuçları. ....	58
Şekil 37. CAM 8 alaşımının EDS analizi sonuçları. ....	59
Şekil 38. CAM 9 alaşımının EDS analizi sonuçları. ....	60
Şekil 39. CAM 11 alaşımının EDS analizi sonuçları. ....	61
Şekil 40. CAM 14 alaşımının EDS analizi sonuçları. ....	62
Şekil 41. CAM 1 alaşımın EDS haritalama analizi. ....	63
Şekil 42. CAM 3 alaşımının EDS haritalama analizi. ....	63
Şekil 43. CAM 4 alaşımının EDS haritalama analizi. ....	64
Şekil 44. CAM 7 alaşımının EDS haritalama analizi. ....	64
Şekil 45. CAM 9 alaşımının EDS haritalama analizi. ....	65
Şekil 46. CAM 11 alaşımının EDS haritalama analizi. ....	65
Şekil 47. CAM 1 alaşımının X-ışını difraksiyonu. ....	68
Şekil 48. CAM 2 alaşımının X-ışını difraksiyonu. ....	68
Şekil 49. CAM 3 alaşımının X-ışını difraksiyonu. ....	69
Şekil 50. CAM 4 alaşımının X-ışını difraksiyonu. ....	69
Şekil 51. CAM 5 alaşımının X-ışını difraksiyonu. ....	70

Şekil 52. CAM 7 alaşımının X-ışını difraksiyonu.....	70
Şekil 53. CAM 8 alaşımının X-ışını difraksiyonu.....	71
Şekil 54. CAM 9 alaşımının X-ışını difraksiyonu.....	71
Şekil 55. CAM 11 alaşımının X-ışını difraksiyonu.....	72
Şekil 56. CAM 14 alaşımının X-ışını difraksiyonu.....	72
Şekil 57. CAM 1 alaşımı şeritinin kesitinin elde edilen mikroyapı görüntüsü. ....	73
Şekil 58. CAM 2 alaşımı şeritinin kesitinin elde edilen mikroyapı görüntüsü. ....	73
Şekil 59. CAM 3 alaşımı şeritinin kesitinin elde edilen mikroyapı görüntüsü. ....	74
Şekil 60. CAM 4 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.....	74
Şekil 61. CAM 7 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.....	75
Şekil 62. CAM 8 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.....	75
Şekil 63. CAM 9 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.....	76
Şekil 64. CAM 11 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.....	76
Şekil 65. CAM 14 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.....	77
Şekil 66. CAM 1 alaşımının DSC eğrisi. ....	80
Şekil 67. CAM 2 alaşımının DSC eğrisi. ....	80
Şekil 68. CAM 3 alaşımının DSC eğrisi. ....	81
Şekil 69. CAM 4 alaşımının DSC eğrisi. ....	81
Şekil 70. CAM 7 alaşımının DSC eğrisi. ....	82
Şekil 71. CAM 8 alaşımının DSC eğrisi. ....	82
Şekil 72. CAM 9 alaşımının DSC eğrisi. ....	83
Şekil 73. CAM 11 alaşımının DSC eğrisi. ....	83
Şekil 74. CAM 14 alaşımının DSC eğrisi. ....	84
Şekil 75. Mn miktarıyla $A_{maks}$ sıcaklığının değişimi. ....	84
Şekil 76. Mn miktarıyla $M_{maks}$ sıcaklığının değişimi.....	85
Şekil 77. Mn miktarıyla $T_{fp}$ sıcaklığının değişimi. ....	85
Şekil 78. Mn miktarıyla $T_{pf}$ sıcaklığının değişimi. ....	86
Şekil 79. CAM 1 alaşımının M-H eğrisi. ....	87
Şekil 80. CAM 2 alaşımının M-H eğrisi. ....	88
Şekil 81. CAM 3 alaşımının M-H eğrisi. ....	88
Şekil 82. CAM 4 alaşımının M-H eğrisi. ....	89
Şekil 83. CAM 7 alaşımının M-H eğrisi. ....	89



Şekil 84. CAM 8 alaşımının M-H eğrisi. ....	90
Şekil 85. CAM 9 alaşımının M-H eğrisi. ....	90
Şekil 86. CAM 11 alaşımının M-H eğrisi. ....	91
Şekil 87. CAM 14 alaşımının M-H eğrisi. ....	91
Şekil 88. Mn miktarıyla saturasyon değerinin değişimi. ....	92



## TABLULAR DİZİNİ

	<b><u>Sayfa No</u></b>
Tablo 1. Manyetik nicelikler ve birimleri [65].	26
Tablo 2. Heusler alaşımların kimyasal yapıları, manyetik düzenleri ve kristal yapıları. (FM: ferromanyetik, FM*: ferrimanyetik, PM: Paramanyetik, AFM: Antiferromanyetik) [76].	34
Tablo 3. Kullanılan Cu-Al-Mn alaşımlarının üretim öncesi belirlenen kimyasal kompozisyonları.	44
Tablo 4. Üretilen şeritlerin SEM’de elde edilen EDS analiz sonuçları.	53
Tablo 5. CuAlMn alaşımlarının faz dönüşüm sıcaklıkları.	79
Tablo 6. Şeritlerin saturasyon değerleri.	87

## SEMBOLLER DİZİNİ

$\mu_B$	: Bohr magnetonu
$\mu$	: Manyetik geçirgenlik
$M$	: Manyetizasyon vektörü
$B$	: Toplam manyetik alan
$H$	: Manyetik alan şiddeti
$X$	: Manyetik alınganlık
$C$	: Curie sabiti
$T_c$	: Curie sıcaklığı
$M_s$	: Martenzit başlangıç sıcaklığı
$M_f$	: Martenzit bitiş sıcaklığı
$A_s$	: Austenit başlangıç sıcaklığı
$A_f$	: Austenit bitiş sıcaklığı
$T_m$	: Martenzit dönüşüm sıcaklığı

## 1. GENEL BİLGİLER

### 1.1.Giriş

Yeni malzemelerin geliştirilmesi ve üretilmesi teknolojik gelişmeler bakımından çok büyük öneme sahiptir. Bu teknolojik gelişmeler, yalnızca yeni malzemeler üretmek için değil, malzemelerin fonksiyonelliğini ve kullanılabilirliğini arttırmaya da yöneliktir. Bu türden malzemelere verilebilecek en önemli örneklerden birisi şekil hatırlamalı (hafızalı) alaşımlardır [1].

Malzemelerde şekil hatırlama olayı, ilk olarak Olander'in 1932 yılında yapmış olduğu "rubber like effect" çalışmasında altın-kadmiyumda ve 1938 yılında Greninger ve Mooradian tarafından gerçekleştirilen pirinç (bakır-çinko) alaşımı çalışmasında gözlemlenmiştir. Bu çalışmalardan yıllar sonra (1951'de) ilk kez şekil dönüşümü (shape recovery) terimi Chang ve Read tarafından kullanılmıştır. Nikel-titanyum alaşımlarının şekil hatırlama davranışı 1962'de William J. Buehler ve çalışma arkadaşlarının Naval Ordnance Laboratuvarında gerçekleştirdikleri deneyler sonrasında keşfedilmiştir. Bu alaşım NiTiNOL (Nikel-Titanyum Naval Ordnance Laboratuvarı) olarak adlandırılmıştır. Bu çalışmadan sonraki süreçte, şekil hatırlama davranışının mekanizmasını inceleyen yoğun araştırmalar yapılmıştır ve günümüzde de aynı alanda çalışmalar devam etmektedir [2, 3].

Uygun bir sıcaklıkta dış etkilerden dolayı bozulan ilk geometrilerine geri dönebilen malzemeler şekil hafızalı alaşımlar (shape memory alloys) (SMA) olarak bilinmektedir. Bu alaşımlarda, şekil değişimi olabilmesi için martenzit ve austenit faz dönüşümlerinin gerçekleşmesi gerekmektedir. Bu malzemeler düşük sıcaklıklarda deforme edildikten sonra, daha yüksek sıcaklıklarda orijinal şekillerine dönebilmektedirler [4, 5]. Tek yönlü şekil hafızaya sahip malzemeler yalnızca ısıtma halinde şekil değiştirirken, çift yönlü şekil hafızaya sahip malzemeler ise soğutma halinde de şekil değiştirmektedir [5, 6].

Şekil hafızalı malzemeler sıcaklık ve zorlamaya bağlı olarak farklı fazlarda bu özelliklerini sergileyebilirler. Austenit ve martenzit bu fazlar arasında en önemli iki fazdır. Martenzit fazı (düşük simetri fazı) düşük sıcaklık ya da yüksek zorlama altında kararlıdır. Tam tersi olarak, austenit fazı (yüksek simetri fazı) yüksek sıcaklık ya da düşük zorlama altında kararlıdır. Yüksek simetri fazından düşük simetri fazına atomların difüzyonsuz olarak ortak hareketi martenzit faz dönüşümü olarak bilinmektedir [7, 8]

Tıpta, otomotiv endüstrisinde, uzay araştırmalarında, mikro elektromekanik gibi muhtelif alanlarda oluşan ihtiyaçları karşılamak amacıyla akıllı malzemeler geliştirilmeye başlanmıştır. Akıllı malzemenin ortamlarla olan uyumluluğun iyi sonuçlar vermesi bu alaşımların seçiminde en önemli faktörlerden birisidir. Büyük birim Şekil değiştirme özellikleri ve geniş iç yoğunluğu kapasitesiteleri Şekil hafızalı alaşımların bu kategoriye girmesine sebep olmuştur [9, 10].

Endüstride ticari değere sahip iki tür Şekil hafızalı alaşım bulunmaktadır. Bunlar; bakır esaslı alaşımlar ve NiTi alaşımlarıdır. Bu malzemeler birbirleriyle kıyasladığında, oldukça farklı özellikler sergilerler. NiTi esaslı malzemelerde % 8 olan Şekil hafıza değiştirme özelliği, bakır esaslı alaşımlar için % 4-5 değerinde olmaktadır. Bakır esaslı alaşımlarla karşılaştırıldığında daha fazla ısıl kararlılığa sahip olan NiTi alaşımları mükemmel korozyon direncine ve çok daha yüksek sünekliliğe sahiptir. Öte yandan, bakır esaslı alaşımlar daha ucuzdur, eritmeleri kolaydır, daha geniş potansiyel düşük sıcaklık aralığına sahiptirler. Bu durumda, NiTi ve bakır esaslı alaşımların kullanılacağı yerler göz önünde bulundurulduğunda avantaj ve dezavantajlar ortaya çıkmaktadır [5, 9, 11].

Bakır bazlı Şekil bellekli alaşımlar içerisinde CuAl esaslı olanlar ise, düşük maliyet, makul Şekil bellek kapasitesi ve iyi darbe sönümlenme yeteneği gibi özellikler sayesinde birçok pratik uygulama için büyük ilgi çekmiştir. Ayrıca, bu alaşıma üçüncü element olarak Mn ilavesi belirtilen özelliklerin daha da iyileşmesine ve aynı zamanda manyetik özelliklerinde gelişmesine sebep olmuştur. Manyetik özelliklerin iyileşmesi ise artan mangan miktarına bağlı olarak Heusler alaşımlarından biri olan Cu<sub>2</sub>MnAl bileşiminin yapı içerisinde artışı olarak gösterilmektedir [12, 13].

Heusler alaşımları manyetik özellik gösteren alaşım çeşitlerinden bir gruptur. İlk olarak Friedrich Heusler tarafından 1898’ de bulunan üçlü metalik bileşim olan Heusler alaşımları Heusler’in kendi adıyla anılmaya başlanmıştır. Heusler’in keşfi ile ilgili en önemli Őey, üçlü ferromanyetik olmayan elementlerden oluşan alaşımın (Cu, Mn ve Sn) yüksek değerdeki saturasyon manyetikliğine ve Curie sıcaklığına sahip ferromanyetik özellik göstermesidir. Yapılan araştırmalarda, Heusler yapısına sahip birçok alaşım çeşidi bulunduğu için bu alaşımlar ve aynı yapıdaki birçok malzeme sonraki yıllarda geniş bir Şekilde çalışılmıştır [14].

Ferromanyetik etki ile Şekil bellek davranışını aynı anda gösteren yeni bir akıllı malzeme sınıfı olan ferromanyetik Şekil hatırlamalı alaşımlara olan ilgi son yıllarda oldukça artmıştır. Bu akıllı malzemelerin birçoğuda aynı zamanda Heusler alaşım özelliği de

göstermektedir. Literatürde yapılan araştırmalarda, manyetik şekil hatırlama etkisi ilk olarak 1996 yılında Ulakko tarafından çalışılmış olup, ferromanyetik şekil hatırlamalı alaşımlar (FSMA) ise ilk kez Webster tarafından keşfedilmiştir [15, 16]. Ferromanyetik şekil bellekli alaşımlarda şekil hatırlama etkisi paramanyetik olan geleneksel şekil bellekli alaşımlarda olduğu gibi yalnızca zorlama ve sıcaklıkla değil aynı zamanda manyetik alanla da değişir. Ferromanyetik şekil hatırlamalı alaşımlar eş zamanlı olarak şekil hatırlama etkisi ve manyetiklik gösteren ilginç malzemelerdir [17]. Uygulanan manyetik alan, sıcaklığa göre daha çabuk artırılıp azaltılabildiği için bu alaşımlar hızlı aktüatör olarak da adlandırılabilirler. Bu yüzden bu alaşımlara akıllı malzemeler arasında oldukça büyük bir talep vardır [14].

Ferromanyetik malzemelerin en popülerleri aynı zamanda Heusler alaşımı da olan Ni<sub>2</sub>MnGa alaşımıdır. Bunun dışında yaygın olarak üzerinde çalışılmış olan Fe-Pb, Fe-Pt, Ni-Mn-(Al,Sn,Sb,In), Co-Ni-(Al,Ga), Ni-Fe-(Al,Ga), Cu-Mn-(Al,Ga) alaşımları bulunmaktadır [18-20]. Ni-Mn-Ga alaşımları bu alaşımlar içerisinde yoğunlukla çalışılmış olup, geniş manyetokristal anizotropi, yüksek ikiz sınır mobilitesi ve FSMA larda beklenen ayarlanabilir manyetik ve martenzit geçiş sıcaklığı gibi özellikler gösterirler. Deneysel olarak ilk kez 1996' da Ulakko ve arkadaşları tarafından Ni-Mn-Ga sisteminde şekil hatırlama etkisinin manyetik alanla kontrolü keşfedildi [21].

Şekil hafızalı alaşımların üretim teknikleri alaşımın tipine ve üretim kolaylığına göre farklılık göstermektedir. Başlıca üretim teknikleri şöyle sınıflanabilir: döküm ve tel çekme, toz metalurjisi, hızlı katılaştırma tekniği. Bu teknikler arasında hızlı katılaştırma şekil bellekli malzeme üretiminde sahip olduğu avantajlar açısından en çok tercih yöntem olmuştur. Hızlı katılaştırma işlemleri arasında da melt spinning tekniği, yüksek soğutma hızı ( $10^5 - 10^7$  °C/s) ve kullanım kolaylığı nedeniyle en popüler tekniktir. Bu üretim tekniği ile bütün Ti, Fe ve Cu esaslı şekil hafızalı alaşımlar başarıyla üretilebilmektedir. Bu yöntemin en önemli avantajları arasında termomekanik işlem, mekanik alaşımlama, toz metalurjisi gibi ilave bir işleme gerek kalmaksızın tane inceltme işleminin yapılabilmesidir. Bu yöntemin bir diğer avantajı da şekil hafızalı alaşımların en büyük problemi olan yorulma ve bunun sonucu kırılma problemine karşılık olarak mikroyapının iyileştirilmesinin sağlanmasıdır. Çünkü tanelerin bu yöntemle küçültülmesi ile kırılma ve yorulma ömrü belirgin bir ölçüde iyileşmektedir [22-26].

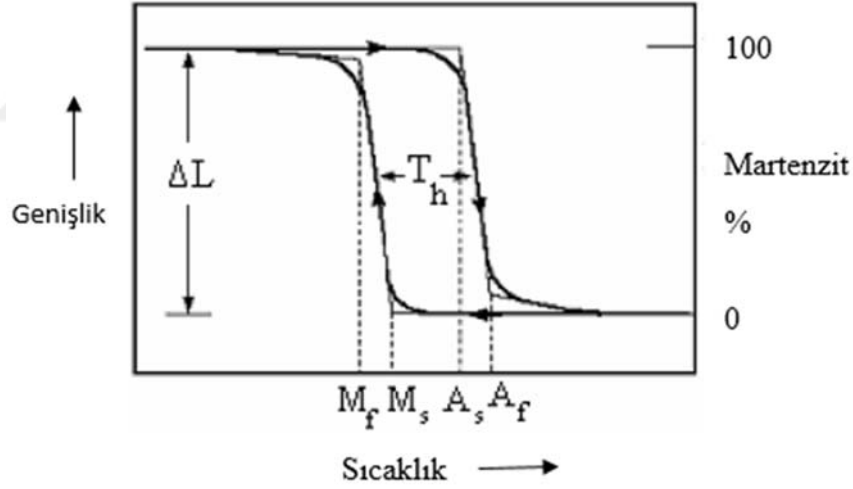
Bu çalışma kapsamında, yeni nesil bir alaşım olması ve aynı zamanda manyetik özellik sergilemesi nedeniyle ağı. %1 ile %14 arası Mn elementi ve ağı. %13 Al elementi kullanılarak

CuAlMn alaşımlarının melt spinning yöntemiyle hızlı katılaştırılarak şerit formunda üretimi gerçekleştirilmiştir. Melt spinning işlemi öncesi hazırlanan alaşım miktarlarında ergitme sırasında değişim gerçekleştiği için hızlı katılaştırılmış şeritlere EDS analizleri yapılarak yapılarındaki elementlerin ağırlıkça oranları belirlenmiştir. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak üretilen alaşımların mikroyapısında meydana gelen değişimler incelenmiştir. retimler sonucu oluşan faz yapılarının tespit edilmesi amacıyla X-ışını kırınımı (XRD) analizleri yapılmıştır. Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) cihazı vasıtasıyla hızlı katılaştırılmış alaşımların faz dönüşümleri tespit edilmiştir. Titreşimli rnek manyetometresi VSM cihazı ile manyetik özellik sergileyen alaşımların manyetik özellikleri araştırılmıştır.



## 1.2. Şekil Hafızalı Alaşımların Genel Özellikleri

Martenzitik dönüşüm şekil bellekli metallerde yüksek sıcaklıktaki austenitik fazın termoelastik martenzite dönüşümü olarak tanımlanır. Bu dönüşüm sonucunda makroskopik bir şekil değişimi gerçekleşmekte olup, bunun sebebi olarak atomların yer değiştirme miktarı çok büyük olmamasına rağmen hepsinin birden hacimsel yönde aynı doğrultuda taşınması gösterilmektedir. Bu durum geleneksel metal ve alaşımlardan farklı niteliklere sahip olan şekil bellek etkisi sayesinde eşsiz ve üstün özelliklere sahip malzeme üretilebilmesinin yolunu açar. Martenzitik dönüşümde bütün alaşımların katılma sıcaklığı farklı olduğundan Şekil 1’ de gösterildiği gibi belirli bir sıcaklık aralığında tamamlanmaktadır. Dönüşüm çoğu zaman dar bir sıcaklık aralığında meydana gelmesiyle birlikte dönüşüm başlangıcı ve bitişi gerçekte geniş bir sıcaklık aralığını kapsamaktadır. Alaşım sistemine bağlı olarak değişen ve dönüşüm sürecinde ısıtma ve soğutma sıcaklıkları arasında oluşan fark histeresiz olarak adlandırılmaktadır [27-32].



Şekil 1. Sabit yük altındaki bir numunedeki ısıtma ve soğutma durumunda tipik dönüşüm-sıcaklık eğrisi T: sıcaklık;  $T_h$ : dönüşüm histeresizi;  $M_s$ : martenzit başlangıç sıcaklığı;  $M_f$ : Martenzit bitiş sıcaklığı;  $A_s$ : austenit başlangıç sıcaklığı;  $A_f$ : austenit bitiş sıcaklığı [33].



### 1.3. Martenzitik Faz Dönüşümü

Martenzitik dönüşümler bazı alaşımların kimyasal kompozisyonlarında bir değişiklik olmaksızın kristal yapısında gerçekleşen katıhal faz geçişleridir.

Alman Metalograf Adolf Martens tarafından ilk olarak tespit edilen martenzitik geçişler çeliğin austenit fazdan hızlı soğutulmasıyla bulunmuş olup, bu metalografin adı verilmiştir. İlk kez çeliklerde gözlenen bu dönüşüm daha sonra yapılan çalışmalarda başka alaşımlarda da gözlenmiştir.

Martenzitik geçişler aşağıdaki gibi özetlenebilir [27, 34].

Martenzitik faz, ara bir katı hal çözüldür. Dönüşüm difüzyonsuz olup, kristaldeki atomların dönüşüm öncesindeki komşulukları dönüşüm sonrasında da korunur.

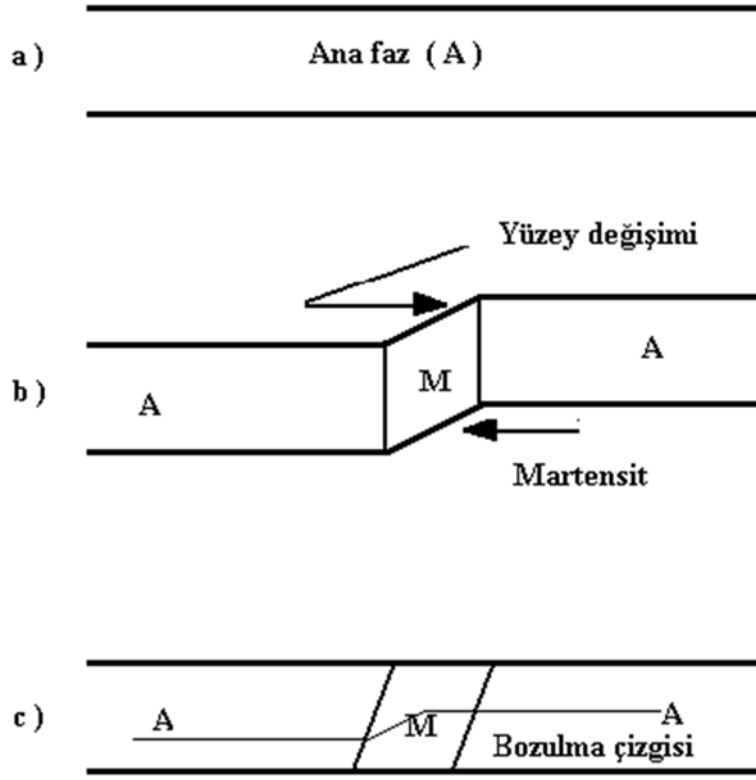
Yapılan çalışmalarda, bu dönüşümde sınırlı bir şekil değişikliği gözlenmiştir. Malzemenin yüzeyi parlatıldıktan sonra ana faz durumundaki numunenin sıcaklığı düşürülürse yüzey üzerinde meydana gelen martenzitik fazlı bölgeler kabartılar şeklinde gözlenir (Şekil 2). Şekil 2.b' de görüldüğü üzere martenzit yapı ile austenit yapı arasındaki sınırda bir bozulma çizgisi ortaya çıkmaktadır. Şekil 2.c de yapı içerisinde oluşan bozulma çizgisi görülmektedir. Martenzitik dönüşümler neticesinde oluşan bu şekil değişiklikleri şekil hafıza olayında önemli bir rol oynamaktadır [35].

Şekil 3' de gösterilen yerleşme düzlemi (habit plane) martenzitik dönüşümde bozulmamış olarak kalan ve ana faz ile ürün fazı ayıran düzlem olup, değişmez bir düzlemdir ve bu düzlem arasındaki doğrultular bozulmamıştır.

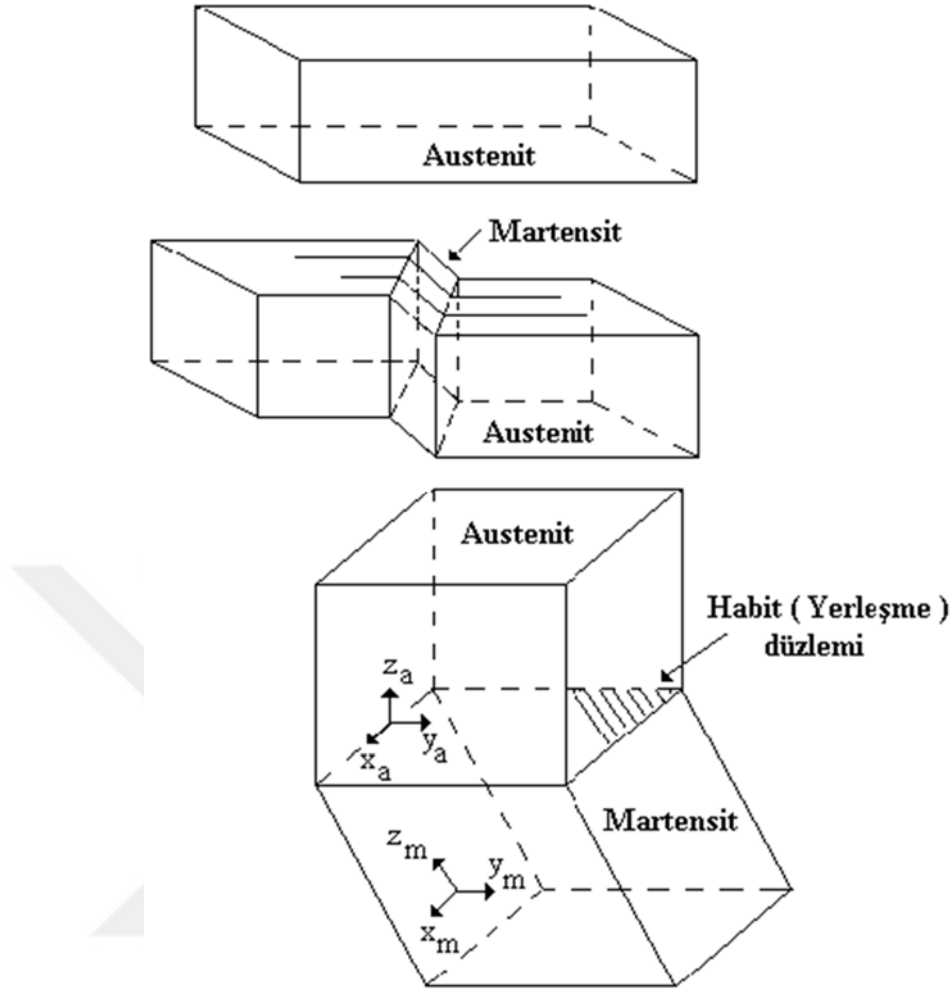
Martenzitik faz ile austenit faz örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı vardır.

Dönüşümde kristal örgü kusurları da oluşur.

Ürün faz, martenzitik dönüşümlerde bir ara yüzeyin büyümesiyle oluşmaktadır. Ara yüzeyin büyümesi anındaki hareketler hızlı ve çok düzenlidir. Buna ilaveten, hem dönme bağıntıları hem de çekirdek ara yüzey yapısı arasında paralellik vardır [34, 36, 37].



Şekil 2. Şekil değişiminin şematik gösterimi; a) Orijinal ana faz tek kristali, b) dönüşümün neden olduğu yüzey değişimi, c) Martenzitik dönüşüm sırasında yüzeye çizilen çizgideki değişim [38, 39].



Şekil 3. Martenzitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim [40].

Alaşımın cinsine bağlı olarak martenzit fazı ince plaka, kama, iğne ve benzeri şekillerde oluşabilir. Dislokasyonlardan kaynaklanan kristal kusurları ve kristalografik ikizlenme martenzitik plakaların bünyesinde bulunmaktadır. Kristal yüzeyinde oluşan kabartılara ise martenzit plakaları yol açmaktadır. Makroskobik olarak görülen en belirgin özelliklerden birisi bu yüzey kabartılarıdır [40, 41].

### 1.3.1. Termoelastik Martenzitik Dönüşüm

Termoelastik olarak gerçekleşen ve gerçekleşmeyen dönüşümler olmak üzere martenzitik dönüşümler ikiye ayrılmaktadır. Termoelastik dönüşüm şekil hafızalı alaşımlarda görülmekte olup zira büyüme kinetikleri ve dar bir histerisisi şekil hatırlama etkisi için gereklidir. Şekil hafıza olayındaki gibi termoelastik faz dönüşümü sonucu oluşan bir diğer özellik de süperelastikliklerdir. Bunlara ilaveten, termoelastik dönüşüm şekil hafızalı alaşımların kristalografik olarak görüntüsünün tersine çevrilebilmesini ve tekrar oluşan deformasyon modunun görüntüsünü yani ikizlenmenin başlangıcını verir. Termoelastik martenzitik dönüşüm; elastik gerinim enerjisi, düşük ve yüksek sıcaklık fazlarını ayıran ara yüzeyin enerjisi, ve bu malzemelerdeki çevrim histerisisi gibi dönüşümlerle alakalıdır [42].

### 1.3.2. İzotermal ve Atermal Dönüşüm

Hızlı soğutmaya bağlı olarak oluşan martenzitik dönüşümler izotermal ve atermal olacak şekilde iki türlü gerçekleşir. Alaşımın kompozisyonu martenzitik dönüşümlerin izotermal ve atermal olmasını etkilemez. Bu sebepten her iki dönüşümde aynı alaşım için gerçekleşebilir. Bununla birlikte, gerçekleşen dönüşümlerin sıcaklıkları ve sonrasında oluşan ürün yapıları farklıdır. Atermal ve izotermal dönüşüm birçok alaşım için dönüşüm öncesi sıcaklık etkisine bağlıdır. İzotermal dönüşümlerde, austenit fazında bulunan malzemenin sıcaklığı azaltılır ve martenzit başlama ( $M_s$ ) sıcaklığına ulaşıldığında martenzit fazı oluşmaya başlar ve sonrasında devam eden sıcaklık düşüşü ile martenzit bitiş ( $M_f$ ) sıcaklığına ulaşılarak dönüşüm tamamlanır.

Aynı durum tersi içinde geçerlidir. Yapı ısıtılarak austenit başlangıç sıcaklığına  $A_s$  ulaşıldığında martenzit faz içerisinde austenit fazı oluşmaya başlar ve sıcaklık arttırılmaya devam edildikçe austenit bitiş ( $A_f$ ) sıcaklığına ulaşılarak dönüşüm tamamlanmış olur. Martenzit bitiş sıcaklığı ile austenit başlangıç sıcaklığı aynı değildir.

Şekil hafıza olayı, belli bir sıcaklıkta başlayıp bitmeyen ve bir sıcaklık aralığında devam eden izotermal dönüşümün görüldüğü alaşımlarda gözlenir.

Atermal dönüşümde ise, austenit yapıdaki malzemenin sıcaklığı azaltılırsa martenzit başlangıç sıcaklığına ( $T=M_s$ ) ulaşıldığında austenitik faz direkt olarak martenzite dönüşür ve böylelikle dönüşüm tamamlanmış olur. Dönüşüm çok hızlı gerçekleştiğinden patlama reaksiyonları şeklinde oluşur. Bu dönüşümde şekil hafıza olayı görülmez [42].

#### 1.4. Şekil Hafıza Etkisi

Şekil bellek etkisi martenzit fazında deforme edilmiş numunelerin, dönüşüm sıcaklığı üzerinde ısıtılmaları durumunda, deformasyon öncesi orijinal şeklini tekrar kazanması olarak açıklanabilir.

Bakır bazlı alaşımlarda görülen  $\beta$ -fazları şekil bellek özelliği gösterirler [39, 43]. Bu olay birçok metalik alaşım türünde görülmektedir. Birinci merteye faz geçişi ve yer değiştirme sonucunda şekil bellek olayı gerçekleşmektedir [44].

Daha önce belirtildiği gibi termoelastik martenzit dönüşüm şekil bellek olayını belirlemektedir yani şekil bellek olayı termoelastik martenzit dönüşümü olmadığında düşünülemez. Şekil bellek olayı gösteren alaşımlarda aşağıdaki kristalografik özellikler bulunmaktadır;

Kristal yapı süper örgülü ve düzenlidir.

Eğer düzenlilik dikkate alınmazsa martenzit faz HSP yapıya ve anafaz ise HMK yapıya sahiptir.

Martenzit fazdaki sabit örgü zorlanmaları ikizlenmedir, dislokasyon değildir.

Martenzit dönüşüm düşen sıcaklıkla belli bir değere kadar termoelastik olarak ilerler.

Süper örgü yapısına sahip alaşımlarda şekil bellek olayı görülmektedir. Bu yapıda düzenli bir atom dağılımı söz konusudur. Bu durum çoğunlukla gümüş, bakır, altın gibi periyodik tablonun B-alt grubundaki elementler esas alınarak yapılan alaşımlarda meydana gelir [45-47].

##### 1.4.1. Şekil Hafıza Etkisinin Mekanizması

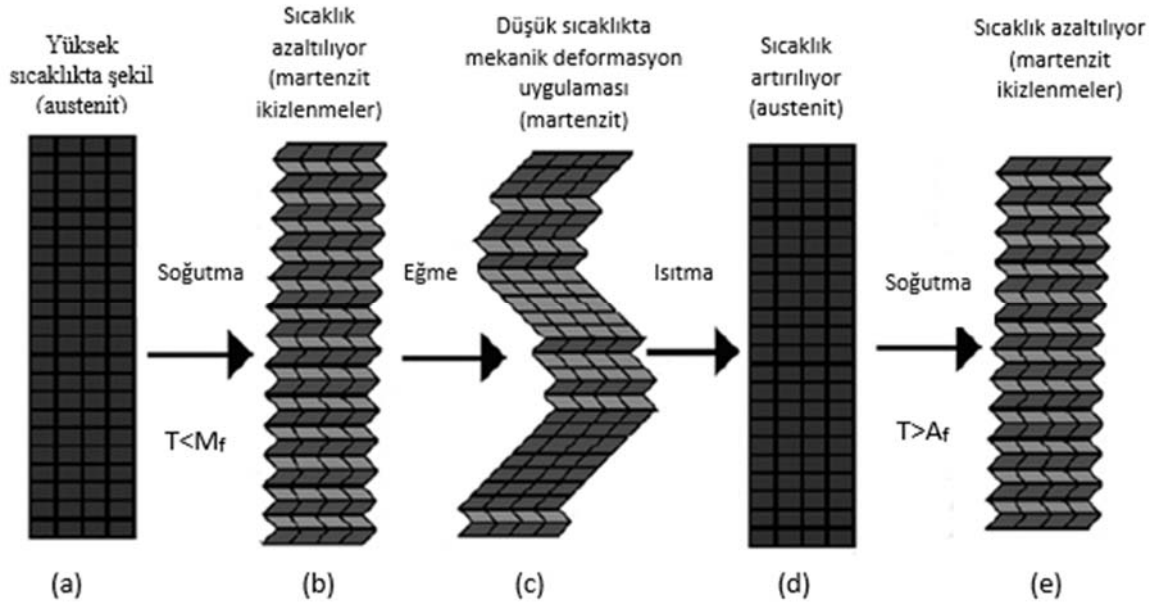
Belirli bir kristal yapıya sahip olan alaşım şekil bellek etkisi göstermektedir. Kristal yapı martenzit durumda iken zorlamaya ve sıcaklığa bağlı olarak değişebilmektedir. Martenzit dönüşümü sağlanan şekil bellek özelliğine sahip alaşımdan yapılmış bir çubuk, yonca yaprağı şeklinde eğilirse ve daha sonra ısıtılıcak olursa austenit fazına dönüştüğünde tekrar çubuk haline döner. Buradan da anlaşılacağı üzere şekil bellek etkisi gösteren alaşım için martenzit faz dönüşümü esastır [43, 48].

Şekil bellek özelliğine sahip malzemenin  $M_f$  sıcaklığının altında martenzit dönüşümü tamamlandıktan sonra deforme edilip ve bir sonraki aşamada sıcaklığın yükseltilmesiyle austenit hale döndüğünde normal durumunu alıyorsa bu olaya şekil hafıza olayı denir [38].

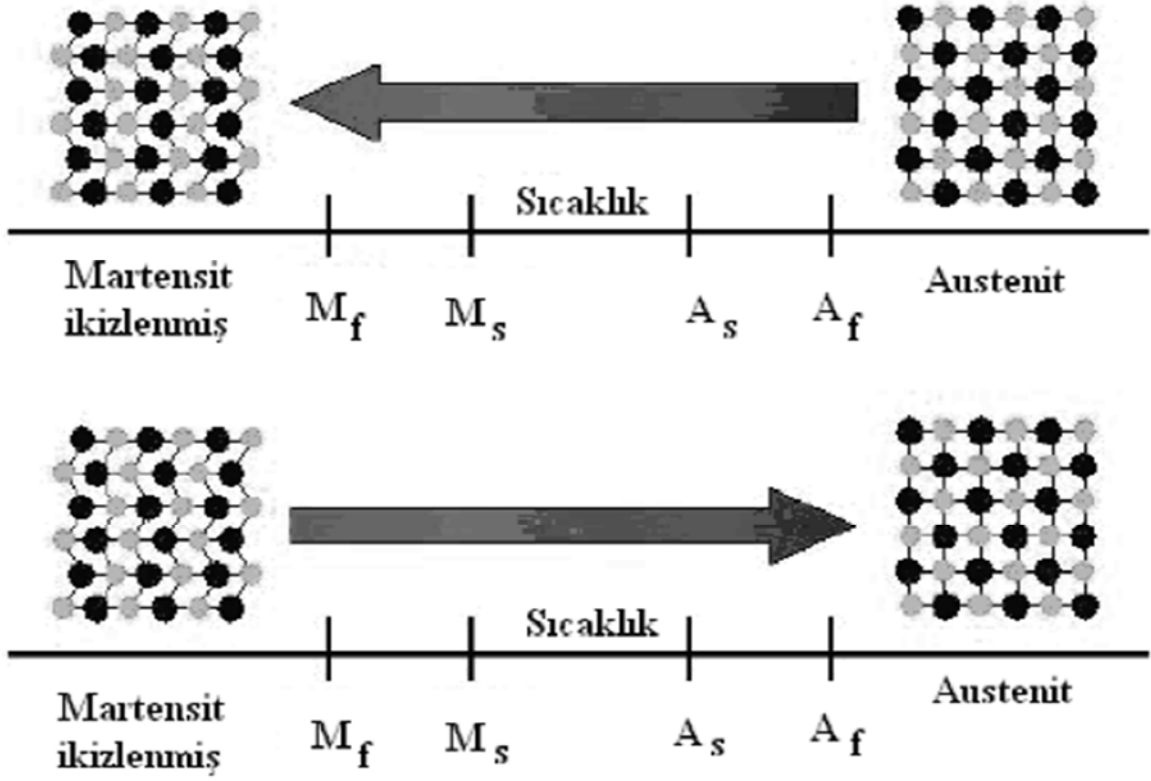
Temel olarak termoelastik dönüşüme bağlı olarak şekil hafıza etkisi oluşur. Numunenin hızlı soğutulmasıyla birlikte martenzit dönüşüm gerçekleşir ve buna bağlı olarak gelişen katmanlı yapılar kendi aralarında ikiz plakalar şeklinde dizilirler. İkiz plakaların ara yüzeylerinin hareket etmesi neticesinde şekil değiştiren malzeme ısıtılırsa ilk haline geri döner.

Şekil 4’de gösterildiği üzere şekil bellek olayı şematik olarak açıklanabilir. Şekil 4a’da görüldüğü gibi öncelikle tek bir kristal yapıya sahip ana faz ele alınır. Daha sonraki aşamada, malzeme  $M_s$  den düşük sıcaklıklara soğutulduğu zaman martenzit fazda deforme edilmiş ve edilmemiş olmak üzere iki farklı durum elde edilebilir. Numune  $A_f$  üzerindeki sıcaklıklara ısıtıldığı zaman her farklı durum şekil 4.d’ de görüldüğü gibi orijinal durumunu alarak austenit hale gelir. Numunenin tekrar soğutulmasıyla birlikte şekil 4.e’deki durumunu tekrar kazanmaktadır [40].

Şekil bellekli malzemeler zorlama, sıcaklık, manyetik alan, basınç gibi etkilere maruz bırakıldıklarında yapısında kalıcı değişimlerin oluştuğu ve üzerlerindeki etki kaldırıldığında da eski şekline geri dönme yeteneğine sahip malzemelerdir. Şekil 5’ de sadece sıcaklık etkisi altında kalmış ve daha sonra sıcaklığın değişmesi ile birlikte kendi orijinal haline geri dönebilen malzemede meydana gelen değişim şematik olarak gösterilir [2].



Şekil 4. Şekil hafıza olayının şematik gösterimi [49].



Şekil 5. Mekaniksel yükleme olmaksızın şekil hafızalı alaşımın sıcaklığa bağlı faz değişimi [2].

#### 1.4.2. Tek Yönlü Şekil Hafıza Etkisi

Martenzit bitiş sıcaklığının altındaki ( $T < M_f$ ) bir alaşımın deforme edilip bir sonraki aşamada uygulanan zorlamanın kaldırılmasıyla parça kendi orijinal geometrisine geri dönememektedir.

Deformasyon neticesinde numunede oluşan artık zorlanma ısıtma işlemiyle birlikte sıcaklık kritik bir sıcaklığın üzerine çıkarken kademeli olarak geri döner.

Sıcaklığın tekrar düşürülmesiyle birlikte parça deforme edilmiş durumdaki geometrisine geri dönemez.

Martenzit dönüşümü ve daha sonrasında deformasyon sonucu artık zorlanma oluşturma özelliği ve ısıtma sonucunda deformasyon öncesi orijinal  $\beta$ -faz yöneliminin tekrar elde edilebilmesi, tek yönlü şekil hafıza olayının temel mekanizmasıdır.

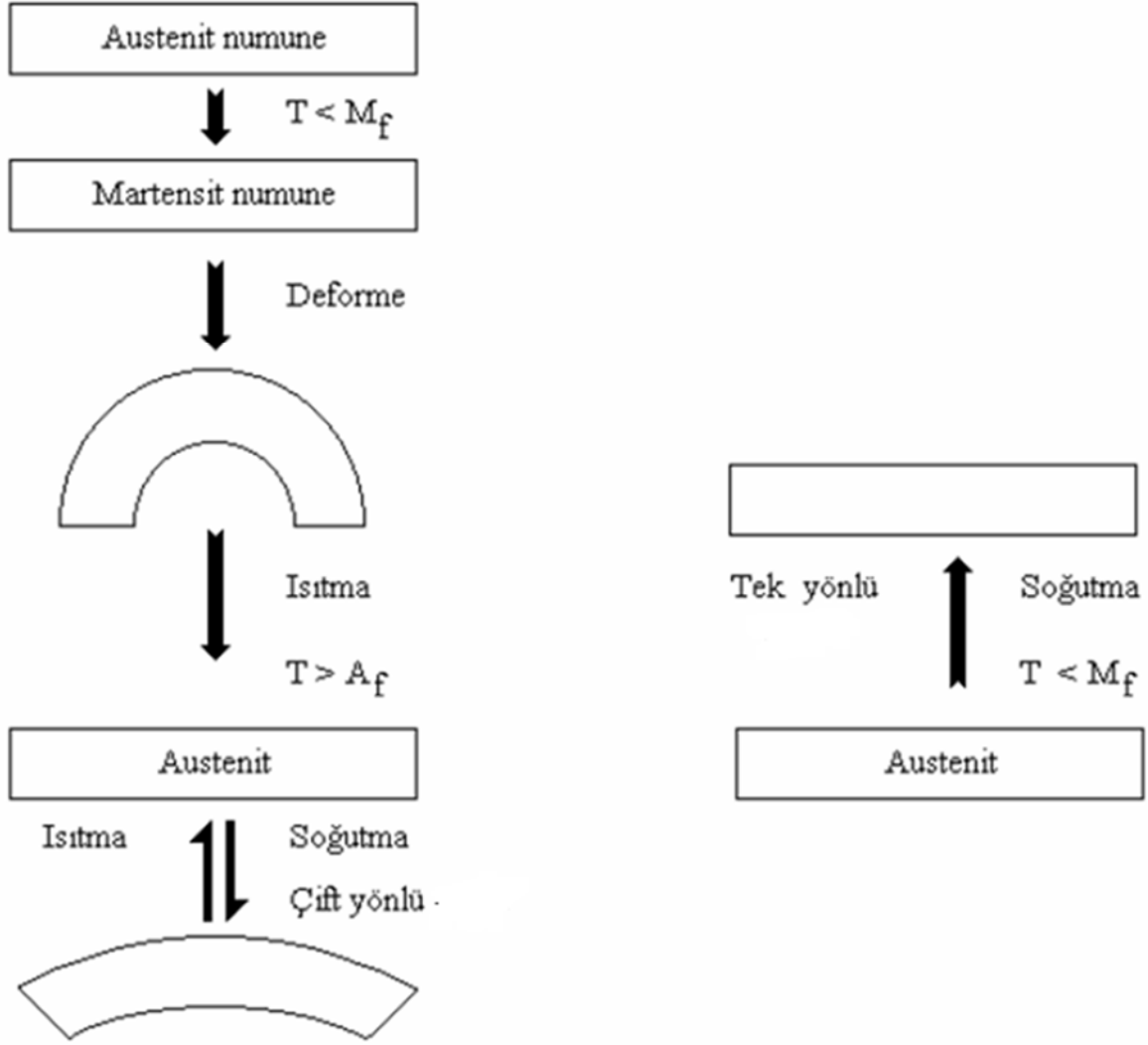
NiTi, TiNb, NiAl, FePt, CuZnSi, CuZnSn, FeMnC gibi birçok alaşım sistemlerinde tek yönlü şekil hafıza olayı gözlenmiştir.

Tek yönlü şekil hafıza olayı aynı zamanda tersinmez şekil hafıza olayı olarak da adlandırılmaktadır. Örnek olarak, austenit fazdaki bir malzeme sıcaklık azaltılarak martenzit hale döndürüldüğünde şeklini değiştirmemekle birlikte martenzit haldeki bu çubuğa bir deformasyon uygulanırsa şekli bozulur. Bu şekil bozukluğunun Şekil 4' deki gibi kavisli şekilde olduğu kabul edilirse, numune ısıtıldığında tekrar çubuk şeklini alarak austenit fazdaki orjinal şeklini alır [40].

### 1.4.3. Çift Yönlü Şekil Hafıza Etkisi

Şekil bellekli malzemelerde görülen martenzit dönüşümleri uygulanan sıcaklık ve zorlama etkisine bağlı olarak çift tersinirlik ( yönlülük ) gösterirler. Çift yönlülük nedeniyle bu malzemeler diğer alaşım sistemlerinden farklı mekaniksel davranış göstermektedirler. Çift yönlü şekil hafıza olayının mekanizması Şekil 6' da şematik olarak gösterildiği gibidir. Tamamen martenzit fazda yani  $T < M_f$  sıcaklığında bulunan bir numune deforme edilerek istenilen uygun bir geometriye dönüştürülebilir. Deformasyon öncesi şekle ulaşılması için ise numunenin sıcaklığının  $T > A_f$  ye yükseltilerek plastik deformasyonun ortadan kaldırılması gerekmektedir. Parçanın sıcaklığı tekrar  $M_f$  sıcaklığının ( $T < M_f$ ) altına düşürülürse daha önceki deforme edilmiş şeklini alır. Bu da çift yönlü şekil hafıza olayının bir neticesidir [40, 50].





Şekil 6. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi [51].

### 1.4.3. Süper Örgü Yapılar

Şekil bellek etkisi sergileyen bir çok katı çözelti, yüksek sıcaklıklarda düzensiz yapıya sahip iken düşük sıcaklıklarda düzenli yapıya sahip olmaktadır. Düzenli yapıya sahip katı çözeltilerdeki atomlar belli bir düzen halinde yerleşebilecekleri yerlere yerleşmektedirler. Uzun periyotlu süper örgülü yapıların genellikle düşük sıcaklıklarda var oldukları bilinmektedir.  $AB_3$  ve  $AB$  tipindeki kompozisyonların uzun periyotluluğa yatkın olduğu bilinmektedir. Sıcaklıkların kritik bir değeri geçmesiyle rastgelelik hakim olmaktadır. Kritik değerin altına düşen sıcaklıkta düzen kurulmakta olup, sıcaklığın azalmasıyla düzen derecesi

artmaktadır. Bakır bazlı şekil bellekli alaşımlarda martenzitik dönüşümler düzenli bcc  $\beta$ -fazından meydana gelmektedir.

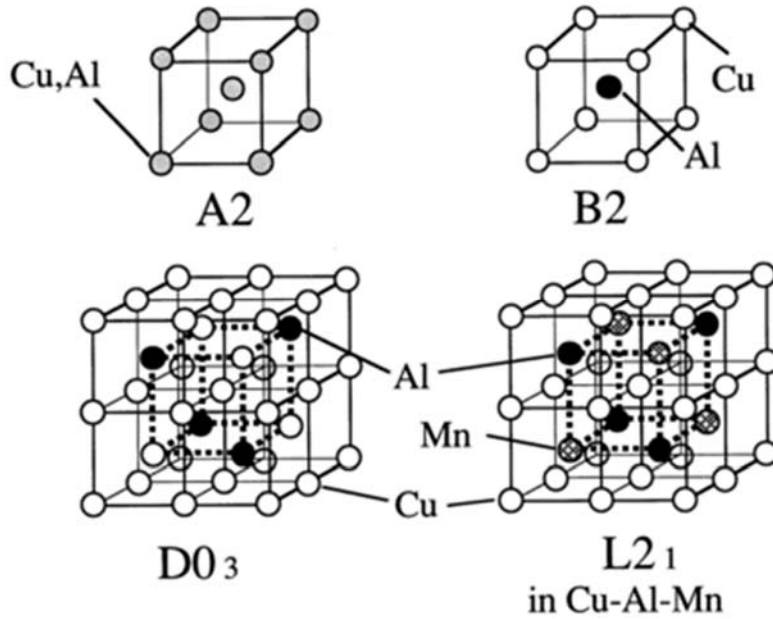
Düzensiz  $\beta$ -fazı yüksek sıcaklıkta A2 (şekil 7) tipi HMK kristal yapısına sahip iken soğutma ile kısa mesafeli düzenli dönüşüme uğratarak B2 (CsCl tipi) süper örgü yapısını meydana getirir. Soğutma ile en yakın komşu düzeni oluşmaktadır. Yapı soğutma hızına ve alaşım kompozisyonuna bağlı olarak  $L2_1$  yapı ya da  $DO_3$  yapı olur. HMK örgüler şekil hafızalı alaşımlardaki süper örgülerin temelini oluşturmaktadır. Bu örgülerden bakır bazlı olanlar için aşağıda belirtilmiştir [52-54].

a)  $DO_3$  Tipi (  $Fe_3Al$  ) Süper Örgülü Yapı

$DO_3$  süper örgülü yapı periyodik olarak CsCl tipi birim hücrelerle bcc tipi hücrelerin sırasıyla dizilmeleriyle oluşur. Bu tip kristal örgüde bcc tipi hücrede bulunan tüm noktalar ile CsCl tipi hücrenin köşelerinde Fe atomları merkezinde ise Al atomları bulunur. 75:25 atom oranına sahip olan  $DO_3$  tipi yapıyı  $\beta_1$ -fazı temsil eder. Şekil 7'de bu yapı görülmektedir. Bu yapıya örnek olarak  $Cu_3Al$ ,  $BiLi_3$ ,  $Fe_3Si$  gibi yapıları verilebilir [42].

### b) L21 Tipi ( $\text{Cu}_2\text{MnAl}$ ) Süper Örgülü Yapı

$\text{Cu}_2\text{MnAl}$  Yapı veya L21 Tipi Süper Örgüler, cisim merkezinde CsCl tipi birim hücrelerin yan yana gelmesiyle oluşan düzenli yapılar olup, köşelerinde Cu türü atomlar bulunmaktadır. Sekiz adet CsCl tipi hücre birim hücre tanımı için yeterli olmaktadır. Bu da şekil 7.d'de gösterilmektedir. Heuslar alaşımı olarak bilinen alaşımlar genellikle bu yapıya sahip olmaktadır.  $\text{Cu}_2\text{NiAl}$ ,  $\text{Zn}_2\text{CuAu}$ ,  $\text{Cu}_2\text{MnSn}$  gibi alaşımlar bu yapıya iyi birer örnektirler.



Şekil 7. A2, B2 (CuAl), DO<sub>3</sub> (Cu<sub>3</sub>Al) ve L2<sub>1</sub> (Cu<sub>2</sub>MnAl) tipi düzenli kristal yapıların birim hücreleri [53].

### 1.5. Elektron Konsantrasyonu ve Martenzit Öncesi Yapılar

Termoelastik martenzit dönüşümü şekil hafıza özelliğine sahip alaşımlarda görülür ve bu alaşımlarda martenzit öncesi yapıdaki düzenin, martenzit fazdaki düzeni etkilemesi söz konusudur. Bu martenzitler uzun aralıklı yığılma düzenine sahiptirler ve termoelastik davranış gösterirler. Dönüşümler genellikle düzenli yapıdaki östenitik fazdan gerçekleşir.

Bu alaşımlarda elektron konsantrasyonu merkezlenmesi 1,40 ve 1,50 arasında olduğundan martenzit dönüşüm öncesindeki  $\beta$ -fazları elektron fazı olarak da adlandırılmaktadır. Elektron konsantrasyonunun bu değer aralığı, serbest elektron teorisinde

beklenen değere oldukça yakındır. Bu fazların kararlılığı, band yapıları ile yakından ilgilidir [40, 42].

Alaşımında atom başına ortalama serbest (valans) elektron sayısı aşağıdaki şekilde hesaplanır:

$$e/a = \sum_i^n (\text{valans})_i \times (\text{atomik})_i \quad (1)$$

Burada;  $e/a$  (elektron/atom oranı); elektron konsantrasyonu  $i$ ; alaşımlardaki elementlerin toplamını gösterir.

$e/a$  oranı, alaşımlarda görülen fazlarda önemlilik arz eder.  $e/a \leq 1,38$  olduğunda fcc ( $\alpha$ ) yapısı,  $e/a \sim 1,5$  olduğunda bcc ( $\beta$ ) yapısı,  $e/a \sim 1,62$  olduğunda kompleks ( $\gamma$ ) yapısı gözlenmesi elektron konsantrasyonu, yani  $e/a$  oranı ile ilgilidir [40].

Martenzitin  $e/a$  oranına göre üç çeşidi vardır:  $\alpha'$  tipi,  $\beta'$  tipi ve  $\gamma'$  tipidir.

$\alpha'$  tipi ABC olacak şekilde sıralı biçimde yığılmıştır ve içten ikizlenmiştir.

$\beta'$  tipi ABCBCACAB martenzit sıralı yığın şeklinde sıkı paketlenmiş yüzeylerin sıkı paketi tarafından karakterize edilmiştir.  $\beta$ -fazın gösterdiği  $\beta'$  olarak isimlendirilmiş, iki sınıf martenzit bulunmaktadır. B2 sınıf martenzit  $\beta'$  olarak isimlendirilmişse ABCBCACAB (ortorombik yapı 9R) yığılma sınıfına sahip olur, L2<sub>1</sub> sınıf martenzit  $\beta'$  olarak isimlendirilmişse ABCBCACABABCBCACAB (ortorombik 18R) yığılma sınıfına sahip olur [40].

$\gamma'$ -hegzagonal tipi sıkı paket düzleminin AB yığılması şeklinde gerçekleşir. Dealey ve Cornelis'e göre yaklaşık  $e/a \sim 1,49$  oranında olursa martenzitik yapıda,  $\beta'$  nın  $\gamma'$  ye değişimi mümkün olur [45].

Hızlı soğutmadan elde edilen martenzitik yapı  $e/a < 1,42$  olursa  $\alpha'$  tipindedir.  $1,42 < e/a < 1,45$  olması durumunda ise martenzit yapıda  $\alpha'$  ve  $\beta'$  ikilisi aynı anda bulunduğu ve burada  $\alpha'$  martenzit plakalarda daha büyük ikizlenme metalografik incelemeler sayesinde görülebilir [55].

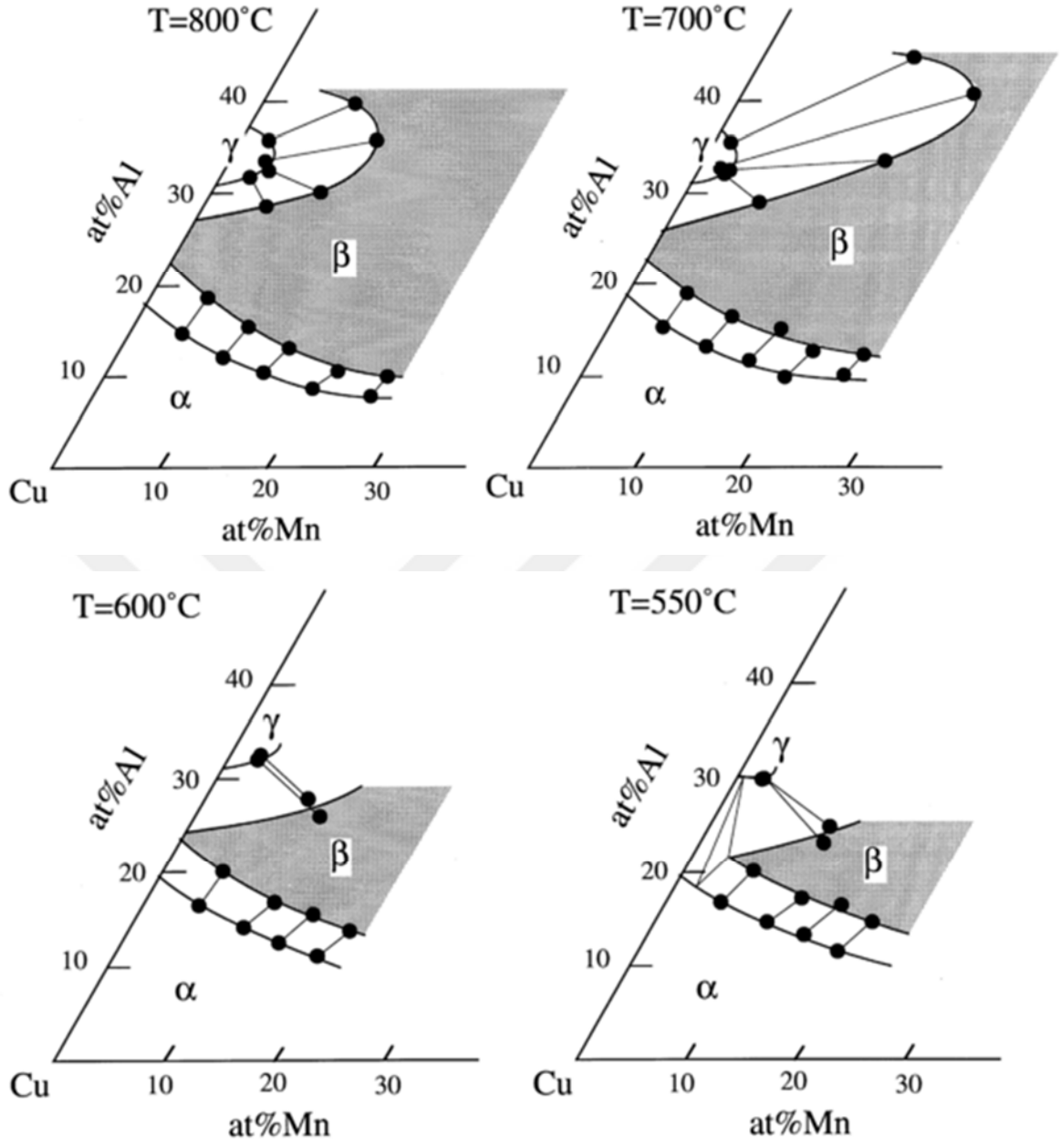
Eğer elektron konsantrasyonu 1,45' in üzerinde ise numuneler  $\beta'$  martenzitik yapıda olup, hem ısıtma (martenzit  $\rightarrow \beta$ ) hem de soğutma ( $\beta \rightarrow$  martenzit) işlemlerinde kalorimetrik tepe noktaları gösterirlerken, elektron konsantrasyonu 1,42 ila 1,45 arasında bir değere sahip olmasıyla  $\alpha'$  ve  $\beta'$  martenzit yapıdaki numuneler çok küçük tepe noktaları gösterirler [55].

$\alpha'$  martenzit plastik şekil değiştirdikten sonra, ısıtma ile orijinal şekline geri dönmez. Bu yüzden bu alaşımlar kısmi şekil hafıza etkisi gösterirler ve şekil değişimi kalıcıdır.  $\beta'$  martenzit için ise durum farklıdır.  $\beta'$  martenzit ile şekil hafıza özelliği de değişmekle birlikte  $\beta'$  martenzitin miktarı arttıkça şekil hafıza özelliği de o derece artmış olacaktır. Bu sebeple teknolojik uygulamalardaki şekil hafızası istenen yerlerde tamamen  $\beta'$  martenzit kullanılır. Çift yönlü şekil hafıza etkisi,  $\beta'$ -fazındaki süperelastisite tarafından bulunur. Bu şekil hafıza etkileri elektron konsantrasyonu 1,45 ila 1,49 aralığındaki alaşımlarda görülür. Elektron konsantrasyonu 1,45' den daha küçük olması durumunda  $\alpha'$  martenzit oluşur ve termoelastik martenzitik dönüşüm göstermez. 1,49' dan yüksek elektron konsantrasyonu olması durumunda ise  $\gamma'$  martenzit meydana gelir ve gevrek olmasından dolayı istenmez [42].

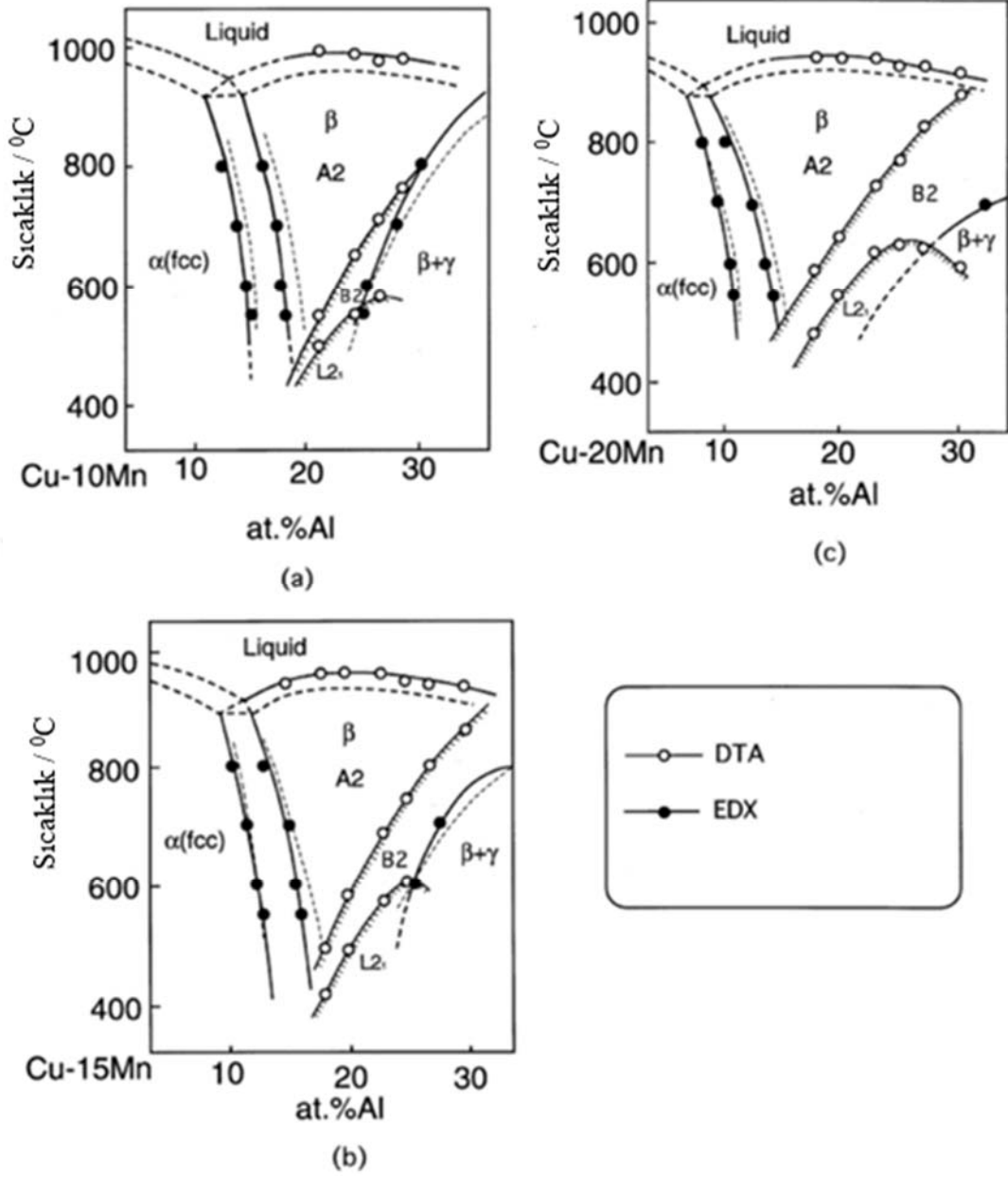
### 1.7. Cu-Al-Mn Alaşımlarının Denge Diyagramları

Cu-Al-Mn alaşımının faz yapısıyla ilgili olarak, hem ikili alaşım sistemleri hem de üçlü alaşım sistemleri faz diyagramları üzerinde çalışmalar yapılmış, üçlü ve ikili faz diyagramları elde edilmiştir (Şekil 8 ve Şekil 9).

Bakır bazlı alaşımlarda termoelastik martenzitik dönüşüm ve buna bağlı olarak şekil hafıza olayı görülen kompozisyon aralığı yüksek sıcaklıklardaki  $\beta$ -faz bölgesidir. Cu-Al ikili alaşımının faz diyagramı şekil 8' de verilmiştir. Buna göre, yüksek sıcaklık bölgelerinde % 22-28 (atomikçe) Al kompozisyonu civarında bcc yapılu  $\beta$ -faz bölgesi vardır. Bir denge durumunda;  $\beta$ -faz, ötektoid ayrışma vasıtasıyla 570 °C civarında iki faza ayrılır;  $\gamma_2$ -faz ( $\gamma$  pirinç tipi yapı) ve  $\alpha$ -faz (fcc) dir. Bu nedenle  $\beta$ -faz bölgesinde bulunan numune hızlı soğutulursa, ötektoid ayrışma önlenerek, Ms nin altındaki sıcaklıklarda martenzitik dönüşüm ortaya çıkar. Yüksek Al konsantrasyonlu ikili Cu-Al sistemlerinde  $\gamma_2$ -fazın çökmesini, aşırı derecede hızlı soğutmak bile önleyemez ve termoelastik martenzitik dönüşümler gözlenemez. Bu nedenle Mn, Ni ve Be un ilavesi Cu ve Al un difüzyonunu önler böylece tesirli olarak  $\beta$ -fazı kararlı olur [56].



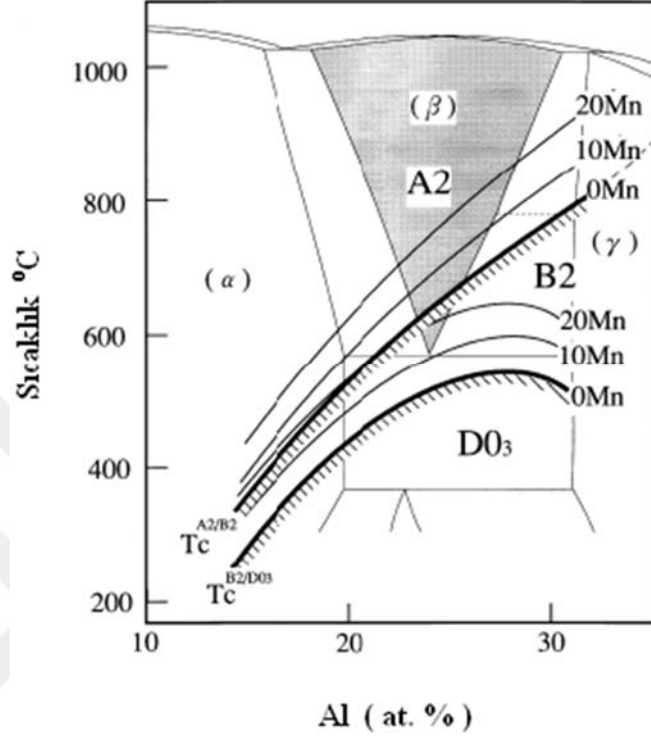
Şekil 8. Cu-Al-Mn üçlü alaşımlarının izotermal kesitlerinin diyagramları [57].



Şekil 9. Cu-Al-10 at% Mn, -15 at% Mn and -20 at% Mn alaşımlarının düşey kesitleri [57].

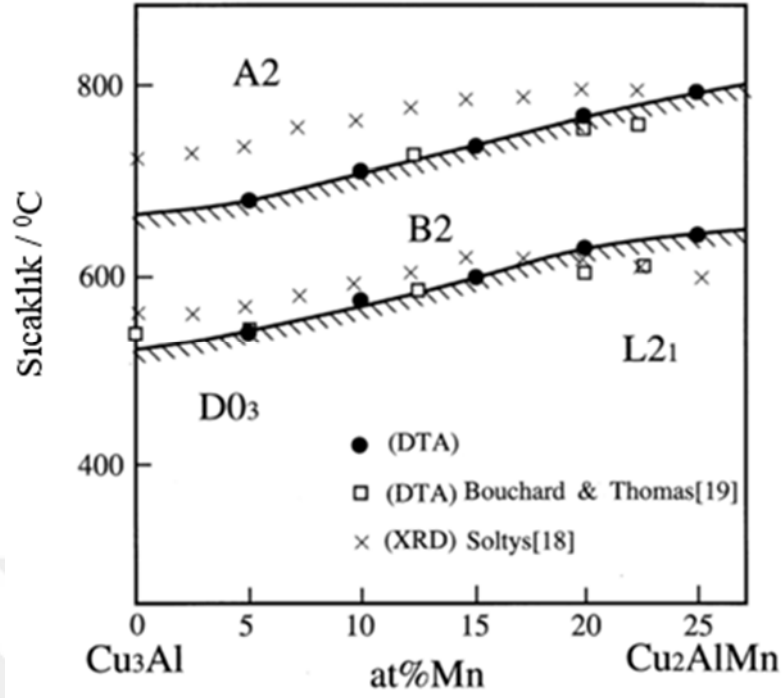
Cu-Al-Mn alaşımlarının düzensiz  $\beta$ -fazı yüksek sıcaklıklarda kararludur ve düşük sıcaklıklarda martenzit yapıya dönüşüm Solty'nin yaptığı çalışmalara göre  $\beta$ -fazdan  $\text{Cu}_{3-x}\text{Mn}_x\text{Al}$  ile  $0 \leq x \leq 1$  kompozisyonu için sırası ile  $\beta(\text{A2}) \rightarrow \beta_2(\text{B2}) \rightarrow \beta_1(\text{DO}_3/\text{L}_{21})$  düzenli reaksiyonunun oluşmasına neden olur. Yüksek sıcaklık  $\beta$ -fazı düzensiz A2 yapıya sahiptir. Fakat soğutma ile kısa mesafeli düzenli dönüşüme uğrar. B2 süper örgülü yapı meydana gelir. İlave olarak soğutma en yakın komşu düzenini meydana getirir ve yapı soğutma hızına

ve alaşım kompozisyonuna bağlı olarak  $DO_3$  ( $Cu_3Al$ ) veya  $L2_1$  ( $Cu_2MnAl$ ) süper örgüli yapı olur (Şekil 10, Şekil 11 ve Şekil 12) [11, 58].

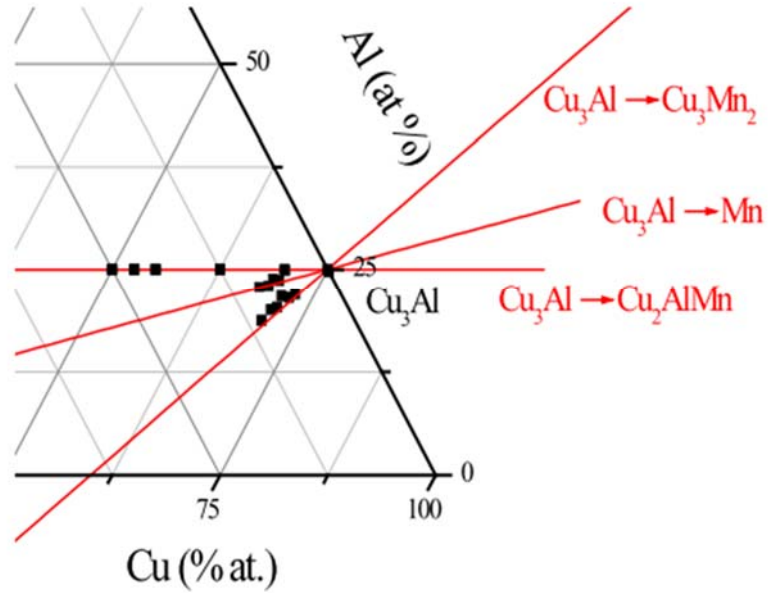


Şekil 10. Cu-Al ikili faz diyagramında Mn miktarına bağlı olarak değişen A2-B2 ve B2- $DO_3$  geçiş sıcaklıkları [11].





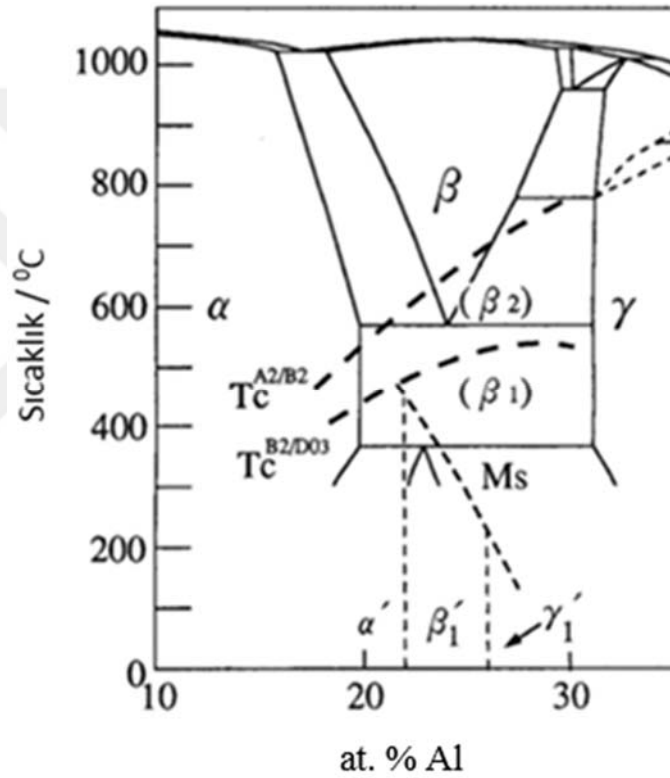
Şekil 11. Mangane alaşımı miktarına bağlı olarak A2-B2 ve B2-DO<sub>3</sub>(L<sub>21</sub>) dönüşüm sıcaklıkları [57].



Şekil 12. Alaşım kompozisyonuna bağlı olarak Cu<sub>3</sub>Al (DO<sub>3</sub>) ile diğer yapıların oluşması için izlenmesi gereken çizginin faz diyagramı üzerinde gösterilmesi [58].

Cu-Al alaşımları, Al içeriğine bağlı olarak (elektron konsantrasyonu) düşük sıcaklıklarda üç farklı martenzit yapı gösterir. Bunlar;  $\alpha'$  (3R: düzensiz ymk),  $\beta_1'$  (18R) ve  $\gamma_1'$  (2H) dir (Şekil 13) [42].

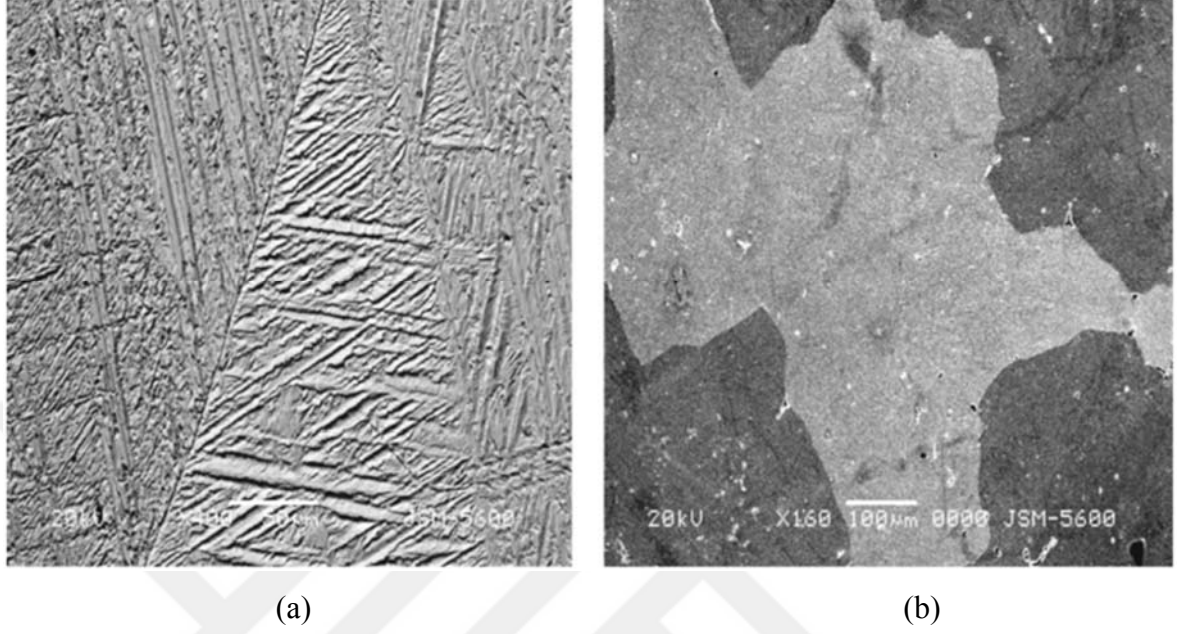
Birkaç araştırmacı Mn' nin ikili Cu-Al alaşımına eklenmesinin bcc fazını stabilize ettiğini ve  $\beta$ -faz bölgesini genişlettiğini bildirmiştir. Elektron konsantrasyonuna bağlı olarak da 18R ya da 2H martenzit oluştuğu belirtilmiştir. 18R martenzit yapısı AB'CB'CA'CA'BA'BC'BC'AC'AB' dizilimine sahip iken, 2H martenzit AB'AB'AB' dizilimine sahiptir [13].



Şekil 13. Cu-Al ikili faz diyagramında alüminyum miktarına bağlı olarak düşük sıcaklıklarda görülen martenzit fazları [59].

Şekil 14 de döküm yöntemiyle üretilerek ve daha sonrasında da su verilerek elde edilen ağırlıkça  $\text{Cu}_{85.41}\text{Al}_{9.97}\text{Mn}_{4.62}$  ve  $\text{Cu}_{82.41}\text{Mn}_{13.81}\text{Al}_{3.78}$  kompozisyonlarına sahip alaşımların taramalı elektron mikroskopunda çekilen fotoğrafları görülmektedir. CuAlMn alaşımına ait farklı tanelerde farklı morfolojilere sahip martenzit fazları görülmektedir (Şekil 1a). Bu martenzitler  $\beta_1'$  (18R) ve  $\gamma_1'$  (2H) dir.  $\gamma_1'$  yapısı kaba martenzit plakalara sahip iken  $\beta_1'$  yapısı

iğne tip zikzak şekilli plakalar şeklindedir. Şekil 1b de ise CuMnAl alaşımına ait martenzite dönüşmeden kalan  $\beta_1$  östenit fazı görülmektedir [59].



Şekil 14. CuAlMn (a) ve CuMnAl (b) alaşımlarının SEM görüntüleri [59].

### 1.8. Manyetik Malzemeler

Kendi eksenleri etrafında dönebilen elektronlar aynı zamanda atom çekirdeği çevresinde yörünge hareketi yapmaktadırlar. Her elektronun bir mıknatıs olduğu sayılmakta olup, bunun nedeni olarak dönme yönüne bağlı olarak her elektronda bir manyetik kutup çifti (dipol) oluşumu gösterilmektedir. Atomun çevresinde oluşan manyetik alan bir elektronun çekirdek etrafında yörünge hareketi yapmasına bağlıdır. Bununla birlikte, aynı enerji düzeyinde yörünge hareketi yapan iki elektronun dönme yönleri zıt olduğundan birbirlerinin alanlarını yok ederler bu sebepten net bir manyetik alan oluşmaz [60].

### 1.8.1. Manyetik Dipoller

Atom içinde bulunan her elektron iki manyetik momente sahip olmaktadır. Çekirdeğin etrafında elektronların yörünge hareketlerinden ve elektronların kendi eksenleri etrafında dönmelerinden meydana gelen manyetik momentler aynı zamanda manyetik alanın şiddetidir [61]. Serbest bir elektronun sahip olduğu manyetik momentin genel olarak üç sebepten kaynaklandığı bilinmektedir: elektronların bir dış manyetik alanda kazandıkları yörünge momentinden, elektronların çekirdek etrafındaki yörünge açısal momentumundan ve sahip oldukları spinden [62].

### 1.8.2. Manyetik Duygunluk

Bir dış manyetik alan ( $B$ ) oluşturulup içerisine bırakılan manyetik özelliklere sahip numune  $M$  manyetizasyonunu (mıknatıslanma) kazanmaktadır. Burada  $B$  ve  $M$  numune içerisindeki  $B_{iç}$  manyetik alanı

$$B_{iç} = B + \mu_0 M \quad (2)$$

şeklinde belirlemektedir.  $B_{iç}$  sıfır olduğunda numune aşırı iletken durumda olmaktadır. Birim hacimdeki manyetik moment manyetik bir malzemenin  $M$  manyetizasyonu olarak tanımlanır.

Manyetik alan şiddeti

$$H = B / \mu_0 \quad (3)$$

dir. Burada  $\mu_0$  serbest uzayın geçirgenliğidir. Birim hacimdeki manyetik duyunluk ise,

$$\chi = M / H \quad (4)$$

dır. Numune türünün belirlenmesinde kullanılan niceliklerden birisi de manyetik duyunluktur. Örneğin pozitif duyunluğa sahip maddeler paramanyetik, negatif olanlar ise

diyamanyetik olarak sınıflandırılır [63]. Denklem 3' ü Denklem 4' de yerine yazarsak dış manyetik alan,

$$B = \mu_0(H + M) = \mu_0(H + \chi H) = \mu_0(1 + \chi)H \quad (5)$$

ve

$$\mu = \mu_0(1 + \chi) = B / H \quad (6)$$

olarak alınır

$$B = \mu H \quad (7)$$

denklemleri elde edilir.  $\mu$  sabiti maddenin manyetik geçirgenliği olarak isimlendirilir. Paramanyetik maddelerde  $\mu > \mu_0$ , Diyamanyetik maddelerde  $\mu < \mu_0$ , Ferromanyetik maddelerde  $\mu \gg \mu_0$  şeklindedir [64].

### 1.8.3. Manyetik Nicelikler ve Birimleri

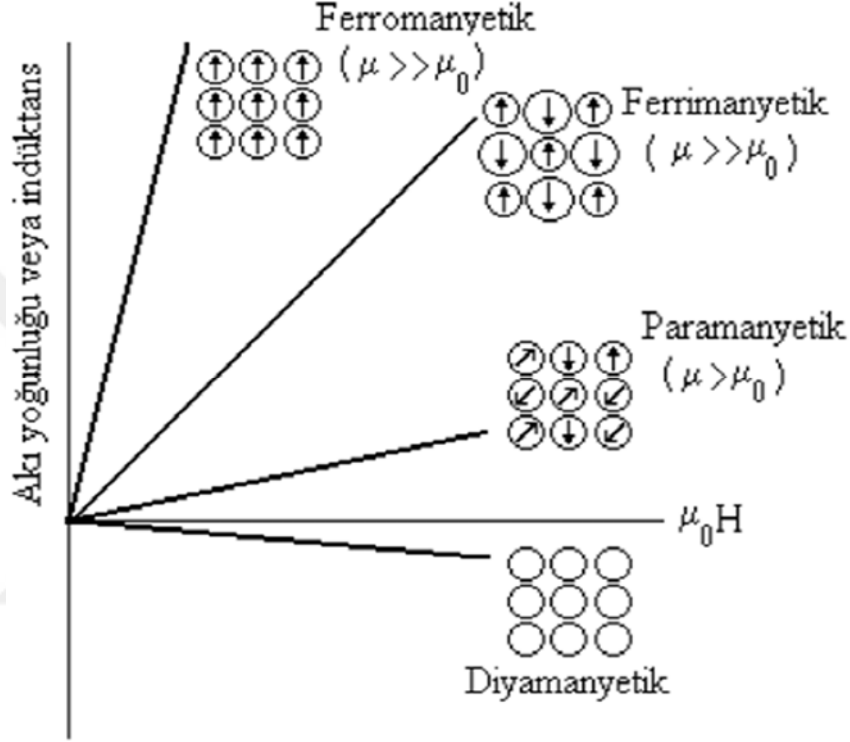
Manyetik niceliklerin gösterimleri, SI ve CGS birim sistemindeki karşılıkları Tablo 1 'de verilmiştir [65].

Tablo 1. Manyetik nicelikler ve birimleri [65].

Nicelik	Gösterimi	SI Birimi	CGS Birimi (Gaussian)
Manyetik Alan	H	A/m	Oersted
Akı Yoğunluğu (Manyetik İndüksiyon)	B	Tesla	Gauss
Manyetik Duygunluk (Kütle)	$\chi$	m <sup>3</sup> /kg	cm <sup>3</sup> /g, emu/g
Manyetizasyon	M	A/m	emu/cm <sup>2</sup>

#### 1.8.4. Manyetik Maddelerin Sınıflandırılması

Malzemeler manyetik alana maruz kaldıklarında bir çok tepki vermektedirler. Şekil 10' da diyamanyetik, paramanyetik, ferrimanyetik ve ferromanyetik malzemelerin manyetik davranışları görülmektedir [61].



Şekil 15. Manyetik davranış çeşitleri [61].

##### a) Diyamanyetizma

Numune üzerine manyetik alan uygulandığında, yörünge elektronların manyetik momenti etkilenmekte olup, numunenin bütün atomları için bir manyetik moment çifti oluşturmaktadır. Manyetikliğin sıfırdan daha az olmasının sebebi olarak oluşan bu manyetik moment çiftlerinin manyetik alana karşı koyması gösterilmektedir. Bu davranış tipi diyamanyetizma olarak isimlendirilir ve yaklaşık 0,01 geçirgenlik sağlar. Bu yüzden, manyetik malzemeler veya cihazlar için diyamanyetik davranış önem arz etmemektedir. Bakır, gümüş, kurşun, antimon, bizmut gibi metaller, bütün yarımetaller ve organik maddelerin çoğu diyamanyetiktir [61, 66, 67].

### b) Paramanyetizma

Paramanyetik malzemeler çift olmayan elektronlara sahiptirler. Bu yüzden, manyetik moment atomların elektron dönüşünden meydana gelir. Numune üzerine manyetik alan uygulanmasıyla birlikte kutup çiftleri alanla hizaya gelir ve bu sayede pozitif bir manyetiklemeye neden olur. Kutup çiftlerini hizaya getirmek için gerekli manyetik alan oldukça büyüktür. Yalnızca yüksek sıcaklıklarda etkili olan bu etki paramanyetizma olarak adlandırılmaktadır. Paramanyetik malzemelerin geçirgenliği 0,01' den daha azdır [61].

Pierre Curie tarafından yapılan çalışmalarda belirli şartlar altında paramanyetik maddelerin mıknatıslanmasının manyetik alanla doğru, mutlak sıcaklıkla ters orantılı olduğu bulunmuştur. Bu bağıntı

$$M = C \frac{B}{T} \quad (8)$$

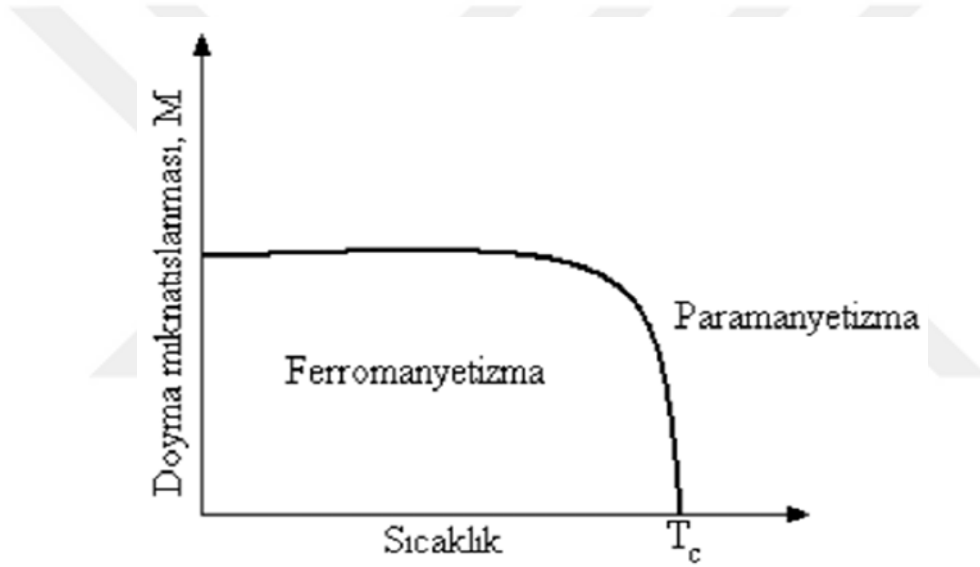
şeklinde olup, burada M mıknatıslanma, B dış manyetik alan, C Curie sabiti, T sıcaklıktır. Bu denklem artan dış manyetik alan ve azalan sıcaklıkla mıknatıslanmanın arttığını göstermektedir.  $B = 0$  da mıknatıslanma sıfır olup, dipol momentler rastgele yönelmişlerdir. Düşük sıcaklıklarda ve çok yüksek dış etkili alanlarda mıknatıslanma maksimum ve doyum değerine ulaşır. Bu durumda bütün manyetik dipol, dış alan yönünde dizilmiştir [68, 69].

### c) Ferromanyetizma

4f seviyesindeki (gadolinium) veya 3d seviyesindeki (demir, nikel ve kobalt) doldurulmamış enerji seviyeleri malzemelerdeki ferromanyetik davranışın sebebi olarak gösterilmektedir. Ferromanyetik malzemelerde görülen kalıcı olmayan kutup çiftleri manyetik alandan dolayı kolayca hizaya gelirler. Ayrıca, yüksek bir nispi geçirgenliğe sahiptirler [61, 70, 71].

### 1.8.5. Sıcaklığın Mıknatıslanmaya Etkisi

Ferromanyetik bir malzemede manyetik momentlerin mükemmel paralel dizilişi 0 °K üstündeki herhangi bir sıcaklıkta uygulanan termal enerji ile bozulur. Bu malzemelerde manyetik momentlerin dizilmesine neden olan değişim enerjisi, termal enerjinin dizilmeyi rastgele hale getiren etkisini dengelemektedir (Sekil 11). Bu yüzden, ferromanyetik malzemede sıcaklık artıkça manyetiklik tamamen yok olur. Bu sıcaklık Curie sıcaklığı olarak adlandırılır. Curie sıcaklığı'na ( $T_c$ ) ulaşan ferromanyetik malzemelerin mıknatıs özelliği yok olur ve malzeme paramanyetik duruma geçer. Curie sıcaklığının üstünde dipoller gelişigüzel yönelirler ve bu sayede madde paramanyetik olmaktadır [72].



Şekil 16. Sıcaklığın doyma mıknatıslığı üzerine etkisi [72].

Curie sıcaklığının altına soğutulan ferromanyetik bir madde tekrar mıknatıslanır ve ferromanyetik hale gelir. Fe, Co ve Ni ferromanyetik elementler olup, curie sıcakları ise sırasıyla 770, 1123 ve 358 °C dir [72].

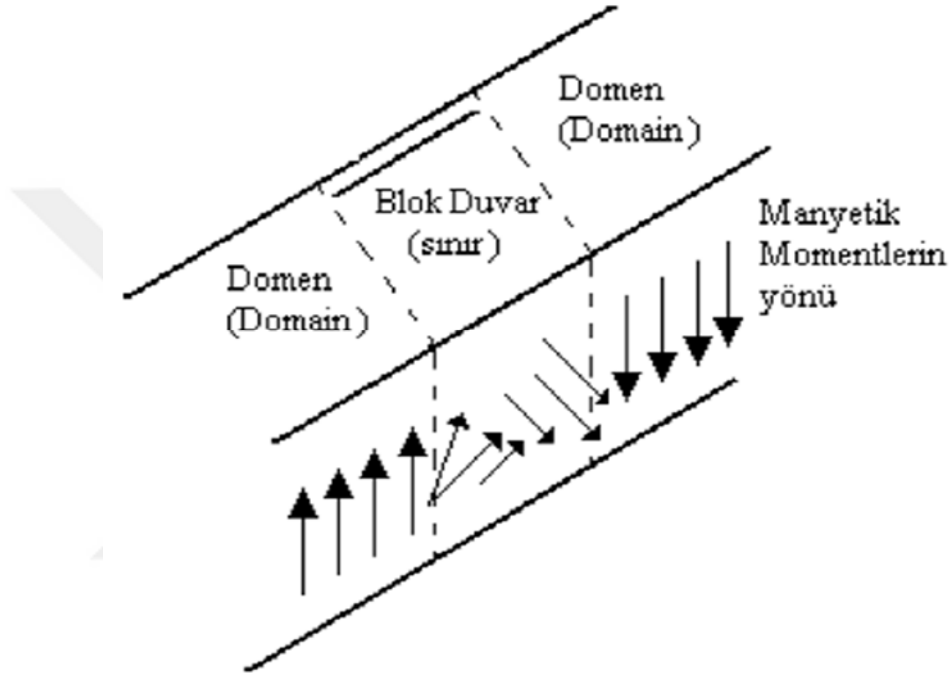
### 1.8.6. Manyetik Malzemelerde Domen (Bölge) Yapısı

Komşu atomların kutup çiftleri arasında pozitif etkileşmeleri ferromanyetik malzemelerde mıknatıslanma üzerine kuvvetli bir etkiye sebep olmaktadır. Dış manyetik alanın yokluğunda bile ferromanyetik bir malzemenin tane yapısı içerisinde manyetik domenlerden oluşan bir alt yapı bulunmaktadır. Domen bölgesinde bulunan bütün kutup



çiftleri hizadadır. Manyetik alan uygulanmamış bir malzemede bireysel domenler rast gele bir yönelmeye sahip olup, malzemedeki net manyetiklesme bütün olarak sıfırdır.

Manyetik moment yönünün yavaş yavaş ve sürekli olarak bir domenden diğerine değiştiği dar bölgeler blok duvarları olarak adlandırılır (Şekil 12). Bu domenler yaklaşık olarak 0,005 cm ve blok duvarlar  $1000^0\text{A}$  kalınlıktadır. Bireysel domenler blok duvarlarıyla tane sınırlarında olduğu gibi birbirinden ayrılır [61, 73, 74].



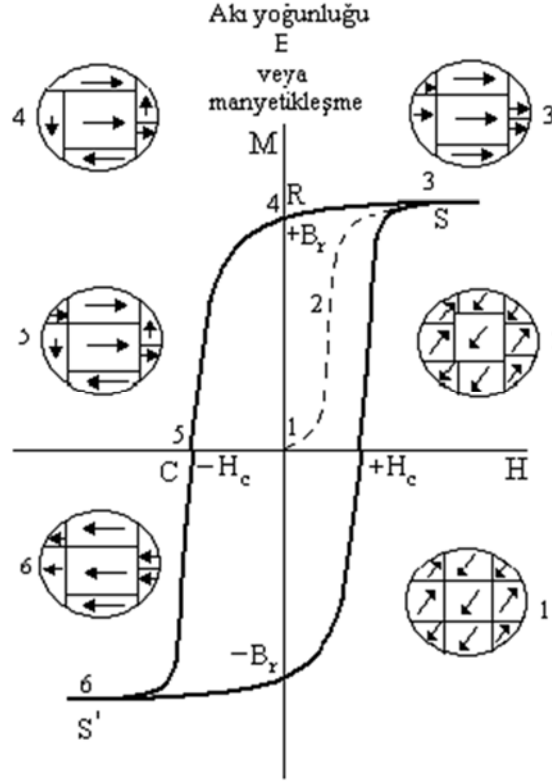
Şekil 17. Domenlerin hareketi [61].

### 1.8.7. Manyetik Histerizis

Şekil 3.4'de gösterilen  $B = f(H)$  mıknatıslanma eğrisi manyetik alan uygulanmamış ferromanyetik bir malzemenin mıknatıslanması sıfır değerinden itibaren devamlı arttırıldığında elde edilmektedir.

Ferromanyetik malzemelerde blok duvarlarının hareket etmesi malzemeye dış manyetik uygulandığında alanla hizaya gelen domenlerin hizaya gelmemiş domenlerin uzantısında büyümesiyle mümkün olur. Duvarların hareket etmesi için gerekli kuvvet uygulanan manyetik alan tarafından sağlanır. Şekil 13'de görüldüğü üzere büyük bir net

mıknatıslanmanın oluşması manyetik alanın siddeti yükseldiğinde uygun bir şekilde yönlendirilmiş domenlerin büyümeye devam etmesiyle gerçekleşir. Bütün domenlerin uygun bir şekilde yönlendirilmesiyle mıknatıslanma doyumuna ulaşır ve böylece malzemede, büyük miktarda bir mıknatıslanma elde edebilir [61].



Şekil 18. Ferromanyetik histerisiz döngüsü [61].

$M$  değeri malzemeye uygulanan alan sıfırdan yükseldikçe 2 eğrisi boyunca yükselir ve doyma noktası olan  $S$  noktasına ulaşır. Dönüş eğrisi uygulanan alanın sıfıra düşürülmesine bağlı olarak başlangıçtaki manyetizasyon eğrisini izlemez ve artık mıknatıslanma (remanans)  $R$ , denen bir mıknatıs akı yoğunluğu malzeme üzerinde kalır. Bu aşamadan sonra, akı yoğunluğunu sıfıra düşürmek için,  $H_c$  miktarında, baskı kuvveti (koerzivite) denen ters (eksi) bir alan uygulamak gerekir ( $C$  noktası). Eğer uygulanan eksi alan daha da artırılacak olursa, sonunda malzeme ters alanda,  $S'$  tekrar doyum mıknatıslanmasına ulaşır. Ters alanın kaldırılması halinde mıknatıs akı yoğunluğu  $B_r$  noktasındaki artık mıknatıslanma

akı yoğunluğuna ulasacak ve artı alanın uygulanmasıyla MH eğrisi, BrHcS noktalarını takip ederek halkayı kapatacaktır [72, 75].

## 1.9. Heuslar Alaşımaları

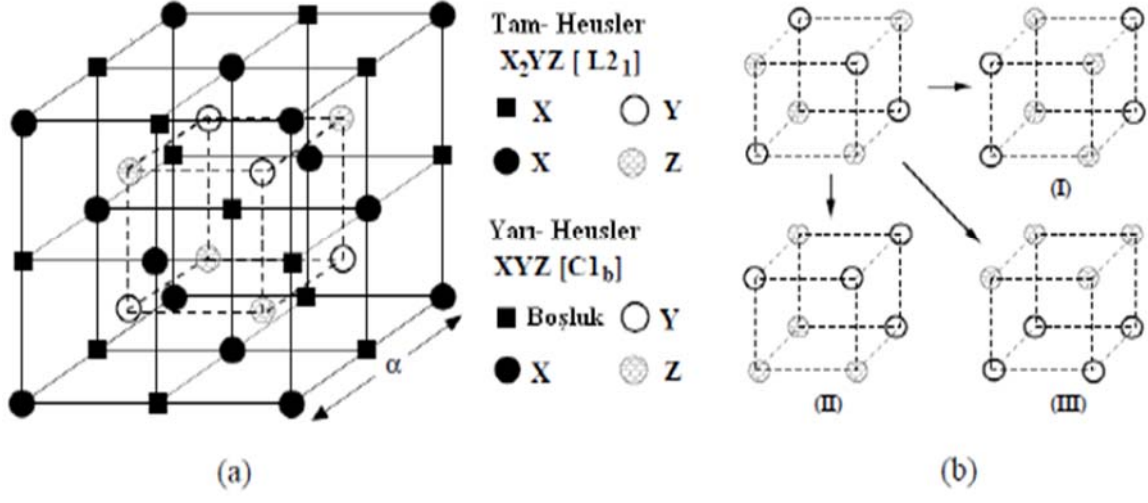
İlk olarak 1898’de Friedrich Heuslar tarafından bildirilen ve aynı zamanda üçlü metalik bileşim olan Heusler alaşımalar üzerine yapılan ilk çalışma Cu-Mn-Sn alaşımı olmuştur. Yapılan çalışmada, üçlü ferromanyetik olmayan elementlerden oluşan alaşımın (Cu, Mn ve Sn) yüksek değerde saturasyon manyetikliği ve Curie sıcaklığına sahip ferromanyetiklik göstermesi Heusler’in keşfi ile ilgili en çok merak uyandıran konu olmuştur.

Bu alaşımaların ferromanyetik davranışı muhtemelen Mn-Mn etkileşimlerinden kaynaklanmaktadır. Bu durum, Mn atomlarının manyetik bir momente sahip olması nedeniyle nötron kırınımı ile desteklenmektedir. Mn atomlarının bağıl yönüne bağılı olarak Mn-Mn etkileşimlerinin  $Cu_2MnAl$ ’de olduğu gibi ferromanyetik olabileceği veya MnO’da olduğu gibi antiferromanyetik ya da her ikisinin bir karışımı olduğu belirtilmektedir [3,4]. Bu nedenle, bu alaşımaların manyetik davranışının Mn atomları arasındaki mesafeye son derece duyarlı olduğu söylenmektedir [13].

Bu alaşımalar Heusler yapıda ve manyetik özelliklerde birçok değişik bileşimlerde bulunduğu için oldukça dikkat çekmiş olup, sonraki yıllarda geniş bir şekilde çalışılmıştır. Bu alaşımalarla ilgili olarak son yıllarda yapılan çalışmalar; şekil hafıza etkisi, metal-yalıtkan geçişleri ve manyeto-optiksel özellikleri üzerinedir [14].

### 1.9.1. Heuslar Alaşımalarının Yapısal Özellikleri

Heusler alaşımalar üçlü intermetalik bileşimler olup, stokiyometrik bileşime göre ikiye ayrılırlar. Tam heusler alaşımalar ( $X_2YZ$ ) L21 yapıdadır ve yarı heusler alaşımalar ( $XYZ$ ) C1b yapıdadır (Şekil 19). Burada X,Y ve Z elementleri Tablo 2 de gösterilmiştir. 4 fcc yapının içiçe geçmesi sonucu örgü meydana gelmiştir. Eğer bütün atomlar aynı olursa, örgü bcc yapı olur. Yarı heusler alaşımalar için dört yapıdan biri boşluktur [76].



Şekil 19. a) Yarı-heuslar ve tam heuslar yapı için kristal yapı gösterimi, b) B2 tip düzensiz yapıda, Y ve Z alt örgülerinin üç farklı bulunma konfigürasyonu [76].

Tablo 2. Heusler alaşımların kimyasal yapıları, manyetik düzenleri ve kristal yapıları. (FM: ferromanyetik, FM\*: ferrimanyetik, PM: Paramanyetik, AFM: Antiferromanyetik) [76].

Y	X	Z	Manyetik Düzen	Kristal Yapı
V	Mn	Al, Ga	FM	L2 <sub>1</sub>
	Fe	Al, Ga	FM	L2 <sub>1</sub>
	Fe	Si	PM	L2 <sub>1</sub>
	Co	Al, Ga, Sn	FM	L2 <sub>1</sub>
Cr	Co	Al, Ga	FM	L2 <sub>1</sub>
	Fe	Al, Ga	FM	L2 <sub>1</sub>
Mn	Cu	Al, In, Sn	FM	L2 <sub>1</sub>
	Cu	Sb	AFM	C1 <sub>b</sub>
	Ni	Al	AFM	B2
	Ni	Sb	FM	C1 <sub>b</sub>
	Ni	Al, Ga, In, Sn, Sb	FM	L2 <sub>1</sub>
	Co	Al, Si, Ga, Ge, Sn	FM	L2 <sub>1</sub>
	Co	Sb	FM	C1 <sub>b</sub>
	Fe	Al, Si	FM	L2 <sub>1</sub>
	Pd	Al	AFM	B2
	Pd	In	AFM	L2 <sub>1</sub> - B2
	Pd	Ge, Sn, Sb	FM	L2 <sub>1</sub>
	Pd	Sb	FM	C1 <sub>b</sub>
	Pd	Te	AFM	C1 <sub>b</sub>
	Rh	Al, Ga, In	FM	B2
	Rh	Ge, Sn, Pb	FM	L2 <sub>1</sub>
	Rh	Sb	FM	C1 <sub>b</sub>
	Ru	Ga	FM	C1 <sub>b</sub>
	Au	Zn, Cu	AFM	B2
	Au	Al, Ga, In	AFM	L2 <sub>1</sub>
	Au	Sb	FM	C1 <sub>b</sub>
Pt	Al, Ga	AFM	L2 <sub>1</sub>	
Pt	Ga	FM	C1 <sub>b</sub>	
Ir	Al	AFM	L2 <sub>1</sub>	
Ir	Ga	AFM	C1 <sub>b</sub>	
Fe	Fe	Al, Si	FM	DO <sub>3</sub>
	Co	Al, Si, Ga	FM	L2 <sub>1</sub>
Co	Fe	Ga	FM	L2 <sub>1</sub>
Ni	Fe	Al, Ga	PM	L2 <sub>1</sub>

### 1.10. Ferromanyetik Şekil Bellekli Alaşımlar

Uygulanan zorlama veya sıcaklıkla ya da her ikisi ile paramanyetik geleneksel şekil hatırlamalı alaşımlarda şekil hatırlama etkisini değiştirmek mümkün olur. Ferromanyetik şekil hatırlamalı alaşımlarda ise aynı etki yalnızca sıcaklıkla ve zorlama ile değil, aynı zamanda uygulanan manyetik alanla da değişir. Diğer aktif malzemelerle kıyaslandığı zaman

FSMA lar belirgin avantajlara sahiptir. Örneğin, bilinen şekil hatırlamalı alaşımlara göre daha hızlı aktüatörlerdir. Ferromanyetik malzemelerin en popülerleri Ni<sub>2</sub>MnGa Heusler alaşımlardır. Bunun dışındaki diğer alaşımlar, Fe-Pb, Fe-Pt, Ni-Mn-(Al, Sn, Sb, In), Co-Ni-(Al,Ga), Ni-Fe-(Al,Ga), Cu-Mn-(Al, Ga) dir [18-20].

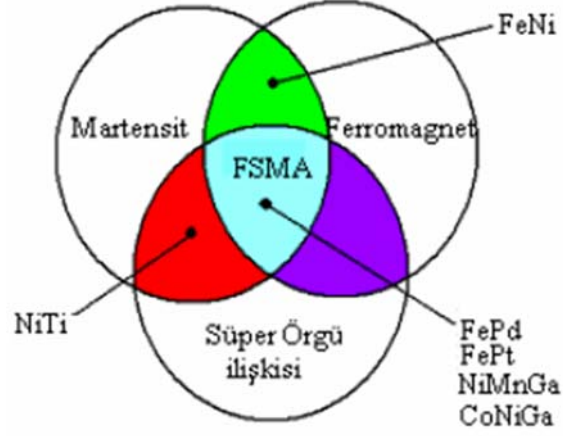
### 1.10.1. Ferromanyetik Şekil Bellek Etkisi

Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımların kristal yapısı hem mekanik özellikleri hem de manyetik anizotropiyi etkileyen önemli bir faktördür. Buna ilaveten, örgü parametreleri martenzit ve austenit için maksimum manyetik şekil hafıza etkisini örgü parametresine bağlı olarak belirlenir [77]. Şekil 20’de martenzit, ferromanyetik ve süper örgü ilişkisi sunulmuştur [78].

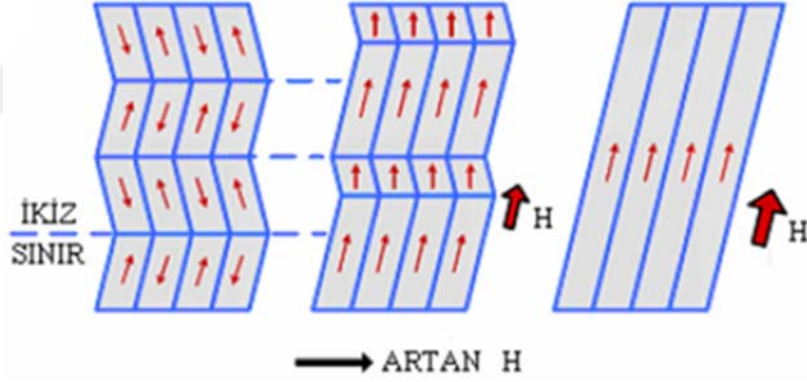
Atomik düzeyde uzun mesafeli manyetik düzen olayı ferromanyetik malzemelerde gözlenen bir durumdur. Elektron spinlerinin bir alanda birbirleri ile paralel olarak sıralanmasına bu duruma sebep olur. Martenzit ikizlenmiş arayüzeyler uygulanan manyetik alan sayesinde harekete geçer. Dış manyetik alana bağlı olarak ikizlenmeler manyetizasyonun kolay eksenine yönelirler. Bu durum Şekil 21’ de gösterilmiştir [79].

Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlardan elde edilen sıcaklık kontrollü sensörlerin çalışma mekanizması ise Şekil 22’de sunulmuştur [79].

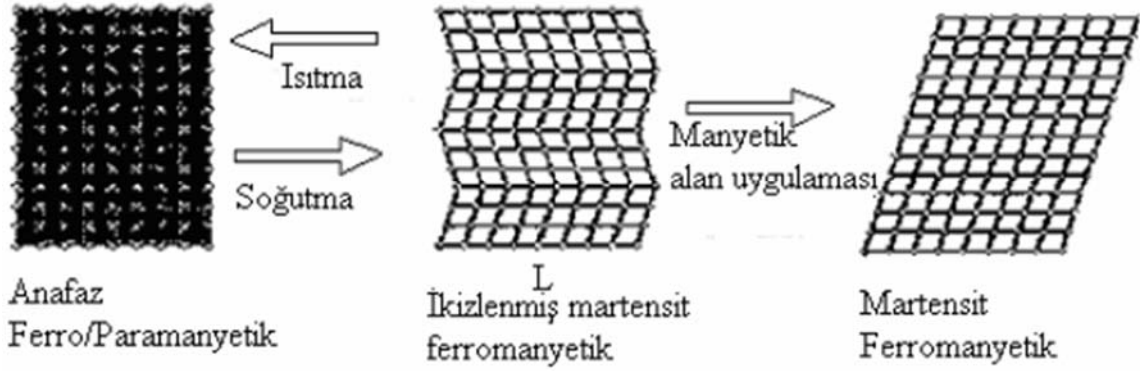
Özellikle ferromanyetik faz geçişiyle bu malzemelerde austenit ve martenzit dönüşümü gerçekleşir. Martenzitik dönüşümler manyetik alan ya da mekanik zorlama ile mümkün olmaktadır. Şekil hafıza etkisi gösteren ferromanyetik özellik tekrarlanabilir martenzitik dönüşümlerle alakalı olarak bu malzemelerde görülmektedir. Bu sebepten dolayı şekil hafızalı alaşımın manyetik kontrollülüğü, termal kontrollü aktüatörlerden çok daha hızlı gerçekleşebilir [19, 80, 81].



Şekil 20. Alaşım sistemleri için martenzit, ferromanyetik ve süper örgü ilişkisi [14].



Şekil 21. Manyetik alan uygulamasının martenzit ikizleri üzerine etkisi [79].



Şekil 22. Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlardan elde edilen sıcaklık kontrollü sensörlerin çalışma mekanizması [82].

FSMA' da manyetik domenler martensit yapı üzerine yerleşmiş ve aynı zamanda manyeto elastik olarak birleştirilmiştir. Manyetik alan uygulanmasıyla domenlerin şekli bu birleşime bağlı olarak değişir ve martensit ikizlerin hacimsel kesitlerinde bir değişikliğe yol açar. Bu etkiye bağlı olarak şekil değişimi sağlanır.

FSMA'daki yapısal dönüşüm martenzitiktir. Bir katıda hızlı yaklaşan elastik dalgaların geçişi difüzyonsuzdur. Ayrıca, bu dalgaların geçişi martensit öncesi durumda elastik sabitlerin yumuşaması ve uygun sönümle ile değişir. FSMA'daki mikromanyetik yapının yeniden düzenlenişini martenzitik dönüşüm belirlemektedir. Bu sebepten uygun bir metot geliştirilerek her iki değişiminde aynı anda olmasını sağlamak gereklidir. Ayrıca önemli bir durum da bu malzemelerin mikroyapılarının kontrol edilmesidir. Çünkü anizotropik manyetik ya da belirli bir yapıda olan malzemeler, genellikle teknik uygulamalarda daha iyi performans gösterir. Martenzitik dönüşüm optik mikroskop kullanılarak gözlenebiliyor iken eş zamanlı manyetik dönüşüm manyetik güç mikroskobu kullanılarak izlenebilir [83, 84].

### 1.11. Şekil Hafızalı Alaşımların Üretim Teknikleri

Şekil bellekli malzemelerin imalat yöntemleri üretim kolaylığı açısından ve alaşımın tipine göre farklılık göstermektedir. Bu yöntemler genel olarak şöyle sınıflanabilir: döküm ve tel çekme, toz metalurjisi, melt spinning (hızlı katılaştırma) tekniği.



#### a) Döküm

Döküm ve sonrası işlemler kullanılan alaşımın tipine göre farklılıklar sergilemektedir. Örneğin, oksijene karşı büyük afinitesi yüzünden Ti alaşımlarının dökümü kesinlikle oksijen olmayan asal gaz atmosferinde veya vakumda gerçekleştirilirken, Cu-Al alaşımlarının dökümü yalnızca cüruflaştırıcı kullanılarak dökümü mümkün olmaktadır. Ayrıca, Cu-Al alaşımında Al'un yoğunluk farkı nedeniyle yüzeyde birikmesi söz konusu olmaktadır. Bu alaşımlar için çekirdeksiz tip indüksiyon ocaklarında gerçekleştirilen eritme işlemi cüruflaştırıcı ilavesi ve karıştırmanın daha etkin olabilmesini sağlamaktadır [85, 86].

#### b) Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi tekniğinde parça üretimi için alaşım tozları kullanılmaktadır. Bu tekniğin de bazı dezavantajlara sahip olduğu bilinmektedir. Örneğin, su atomizasyonu tekniğinin kullanılmasıyla Cu-Al alaşımı tozlarını üretmek mümkün olurken, Ti-Ni alaşımları ise yalnızca gaz atomizasyonu veya döner elektrod yöntemi ile üretilebilmektedir. Bundan sonraki aşamalar presleme ve sinterleme gibi diğer toz metalurjisi üretim işlem kademelerinden oluşmaktadır. Ayrıca, bu üretim tekniği kullanılarak istenilen nihai ölçülerde şekil bellekli malzeme üretimi mümkündür [85, 86].

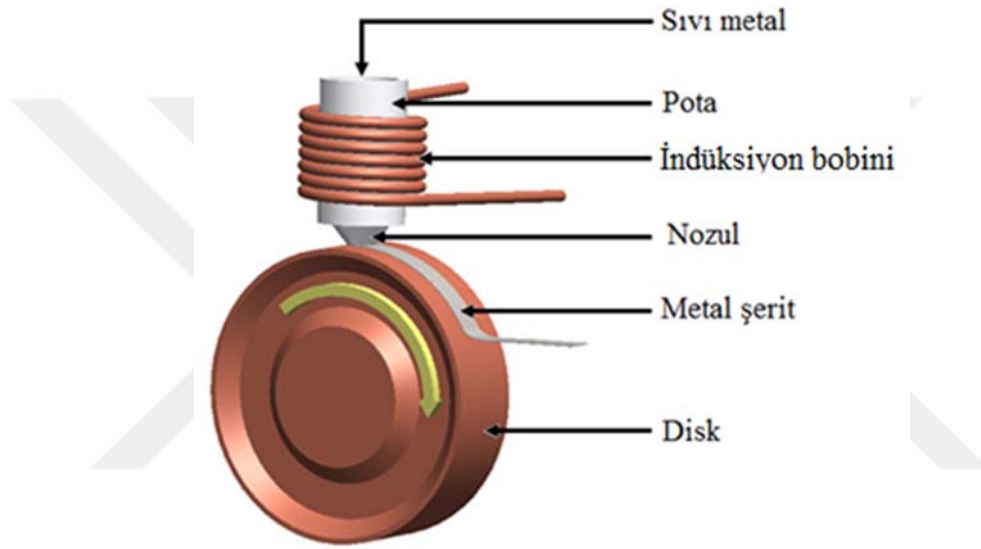
#### c) Melt Spinning

Şekil bellekli alaşımların üretiminde kullanılan en yaygın tekniklerin başında melt spinning yöntemi gelmektedir. Melt spinning, ince şerit formundaki metalik cam alaşımları veya amorf metal üretmek için kullanılan bir üretim yöntemidir. Bu yöntem, Duwez ve arkadaşları tarafından 1960 yılında geliştirilmiştir ve son elli yıldır çok sayıda ikili, üçlü ve çoklu amorf ve metalik cam alaşımların sentezlenip üretilmesi amacıyla kullanılmaktadır [87-89]. Melt spinning işleminde, yüksek sıcaklıklara dayanıklı malzemeden imal edilmiş bir pota içerisine yerleştirilen ingot alaşım, indüksiyon ısıtma sistemi gibi sistemler kullanılarak ergime sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa kadar ısıtılmaktadır. Kimyasal olarak kararlı pota içerisindeki sıvı metal, potanın dip kısmında bulunan belirli şekil ve boyutlardaki nozuldan (delikten), basınçlı inert gaz ile bakır gibi ısı iletkenliği yüksek, yüksek hızlarda dönmekte olan disk üzerine gönderilerek yüksek soğuma hızlarında ( $\approx 10^6$  K/s), çok ince şerit formunda katılaşması sağlanır (Şekil 23) [90-94].

Bu teknikle üretilen alaşımların bünyesinde yarı kararlı fazlar bulunur ve tane yapısı nispeten küçüktür [95-99]. Bilindiği gibi, şekil bellekli malzemelerde önemli olan kararlı austenit fazından yarı kararlı martenzit fazına geçiştir. Bu teknikte alaşımın austenit fazına dönüşümü doğrudan ergiyik metal ile sağlanmakta olup, metastabil (yarı kararlı) martenzit

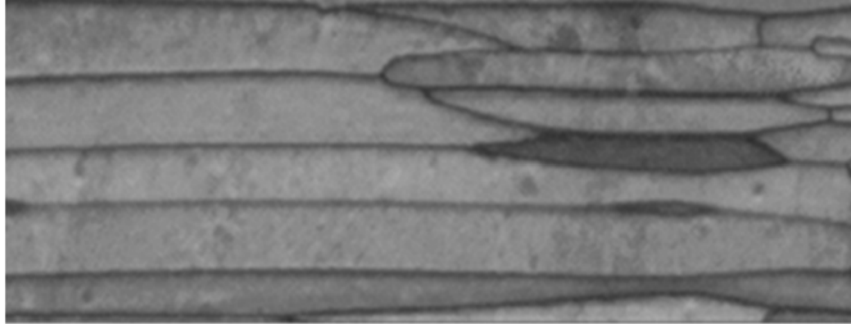
fazına geçiş ise herhangi ilave bir ısıl işleme gerek kalmaksızın tek bir işlem kademesiyle, hızlı katılaştırma işlemi ile sağlanabilmektedir [82].

Bütün Cu, Fe ve Ti esaslı şekil bellekli alaşımlar bu üretim tekniği ile başarıyla üretilebilmektedir. Melt spinning işleminin diğer bir faydası da mekanik alaşımlama, termomekanik işlem, toz metalurjisi gibi ilave bir işleme gerek kalmaksızın tane inceltme işleminin yapılabilmesidir. Çünkü tanelerin bu yöntemle küçültülmesi ile malzemenin kırılma ve yorulma ömrü belirgin bir ölçüde iyileşmektedir [85, 86].



Şekil 23. Melt spinning sisteminin şematik görünümü [100].

Melt spinning yöntemiyle üretilerek hızlı katılaştırılmış  $\text{Cu}_2\text{MnAl}$  şeritinin SEM görüntüsü Şekil 24’de verilmiş olup, tanelerin çubuksu şekilde katılaştığı fakat farklı boyutlara sahip olduğu bildirilmiştir [101].



Şekil 24. Hızlı katılaştırılmış Cu<sub>2</sub>MnAl şeritinin SEM görüntüsü [101].



## 1.12. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Dünyadaki teknolojik gelişmeler açısından, yeni malzemelerin elde edilmesi ve geliştirilmesi büyük önem arz etmektedir. Bu gelişmeler sadece malzeme elde etmeye yönelik olmayıp, bunun yanı sıra malzemelere yeni işlevler katmak ve malzemenin kullanım alanını genişleterek fonksiyonelliğini artırmaya yönelik olmaktadır. Şekil hatırlamalı alaşımlar da bu felsefe sonucu ortaya çıkan yeni bir malzeme sınıfıdır [14, 42, 82].

Son zamanlarda, şekil hatırlama etkisi ile ferromanyetik davranışı aynı anda gösteren yeni bir akıllı malzeme olan ferromanyetik şekil hatırlamalı alaşım sınıfı ortaya çıkmıştır. Ferromanyetik şekil hatırlamalı alaşımlar (FSMA) ilk kez Webster (Goryczka vd., 2008) tarafından bildirildikten sonra geniş bir şekilde çalışılmış ve manyetik şekil hatırlama etkisi ise ilk kez 1996 da Ullakko tarafından çalışılmıştır [16].

Şekil bellekli alaşımlar içerisinde CuAlMn esaslı olanlar son yıllarda nispeten düşük maliyetli olmaları ve aynı zamanda ferromanyetik özellik sergilemeleri sayesinde birçok alanda önem kazanmaya başlamışlardır [29, 36, 37, 102-109].

Yapılan literatür incelemesinde, U.S. Mallik ve arkadaşları [110] yaptıkları bir çalışmada döküm yöntemiyle 10 – 14.5 Al ve 0 – 10 Mn (ağ. %) içeren CuAlMn esaslı şekil bellekli alaşımları üretmişlerdir. Alüminyum miktarındaki artış ile martenzit morfolojisi ve dönüşüm sıcaklıklarının değiştiğini gözlemlemişlerdir. Öte yandan, mangan miktarındaki artışın martenziti stabilize ettiğini ve alaşımların süper elastikiyetini arttırdığını tespit etmişlerdir.

U.S. Mallik ve diğerleri [111] gerçekleştirdikleri diğer bir çalışmada ingot metalürjisiyle 4 set şeklinde %10 – 15 Al ve %0 – 10 Mn (ağ. %) aralığında olacak şekilde CuAlMn şekil hafızalı alaşımlarını üretmişlerdir. İlk 2 sette alüminyum içeriğini sabit tutup mangan miktarını değiştirirlerken diğer setlerde alüminyum miktarını değiştirmişlerdir. Alüminyum ve mangan konsantrasyonlarının artmasıyla martenzit morfolojisinin değiştiğini ve dönüşüm sıcaklıklarının düştüğünü belirtmişlerdir. Bu yapılan değişikliklerle birlikte şekil hafıza etkisinde belirgin bir değişim gözlemlememişlerdir. Öte yandan, alüminyum miktarındaki artışın süperelastikiyeti azalttığını fakat mangan içeriğindeki artışında tam tersi olarak artırdığını bulmuşlardır.

Matsushita, K. ve arkadaşları [112] CuAlMn alaşımlarında mangan miktarının martenzitik dönüşüme etkisini incelemişlerdir. %1 Mn (ağ.%) miktarının martenzit başlama sıcaklığını 30 K düşürdüğünü tespit etmişlerdir.

Şaşmaz, M. vd. [113] farklı kimyasal kompozisyonlara sahip CuAlMn alaşımlarını indüksiyon fırınında ergitmişler ve daha sonra ergimiş metali buzlu suda soğutulan bronz kalıplara dökerek hızlı katılaştırmışlardır. Elde edilen alaşımların sırasıyla Cu-%11.96Al-%3.21Mn, Cu-%14.09Al-%10.78Mn, Cu-%13.73Al-%13.12Mn, Cu-%13.44Al-%12.68Mn ve Cu-%12.14Al-%15.67Mn kompozisyonunda olduklarını bulmuşlardır. Üretilen alaşımların mıknatıslanmasının mangan elementinin artmasıyla arttığını ve Curie sıcaklıklarının 304 ile 344 °C arasında değiştiğini bildirmişlerdir.

Canbay, A. [114] Cu-Al-Mn şekil bellekli alaşımlarının faz dönüşüm sıcaklıklarını kontrol etmek amacıyla çeşitli kimyasal kompozisyonlarda alaşımlar üretmişlerdir. Al ve Mn miktarlarıyla faz dönüşüm sıcaklıklarının ayarlanabileceğini bulmuşlardır.

Aldırmaz, E. [59] Cu<sub>85.41</sub>Al<sub>9.97</sub>Mn<sub>4.62</sub> ve Cu<sub>82.41</sub>Mn<sub>13.81</sub>Al<sub>3.78</sub> (ağ.%) alaşımlarını üretilip manyetik özelliklerini araştırmışlardır. Oda sıcaklığında manyetik saturasyon değerlerinin Cu<sub>85.41</sub>Al<sub>9.97</sub>Mn<sub>4.62</sub> ve Cu<sub>82.41</sub>Mn<sub>13.81</sub>Al<sub>3.78</sub> alaşımları için sırasıyla 1 ve 70 emu/g bulmuşlardır.

Kanuma, R. [115] at. % 17'den daha az miktarda alüminyum ihtiva eden sünek Cu-Al-Mn alaşımlarının şekil bellek ve mekanik özelliklerini, özellikle de termoelastik davranışını araştırmışlardır. Bu alaşımların % 15'e kadar gerilme uzamasına ve % 65'e kadar soğuk şekillendirilebilirliğe sahip olduklarını bildirmişlerdir.

Jiao, Y.Q. [116] çözelti sıcaklığının Cu-7.66Al-9.52Mn alaşımının matenzit dönüşüm sıcaklıkları, sönüm kapasitesi ve şekil bellek üzerine etkisini direnç sıcaklık yöntemi, ters torsiyon sarkaç yöntemi ve bükme testi ile araştırmışlardır. Sıcaklık arttıkça dönüşüm sıcaklığının ve şekil bellek etkisinin ilk olarak belirgin şekilde arttığını ve neredeyse sabit sabit kaldığını raporlamışlardır. Sönümlenme kapasitesinin 1098 K'e kadar arttığını sonrasında ise düşüşe geçtiğini bildirmişlerdir. Sönümlenme kapasitesinin yalnızca martenzit plakaların miktarına bağlı olmadığını aynı zamanda kalınlığıda bağlı olduğunu fakat şekil bellek etkisini esas olarak martenzit miktarının belirlediğini tespit etmişlerdir.

Amini, R. ve arkadaşları [117] Cu-11.5Al-4Mn alaşımlarının saf elemental tozların mekanik alaşımlanması (MA) ile oluşum mekanizması araştırmışlardır. Öğütme sırasında, toz numunesi, 1 saat ile 96 saat arasında önceden belirlenmiş aralıklarla yürütmüşlerdir. Sonuçlarla ilgili olarak, nanokristalin Cu katı çözeltisinin kısa sürelerde oluştuğunu bildirmişlerdir. Ayrıca, öğütme işlemi sırasında önemli miktarda amorf faz oluştuğunu ve kristal fazlara dönüşümün ortaya çıktığını raporlamışlardır. Öğütme süresinin artmasıyla toz

morfolojisinin lamellerden yarı küresele değiştiğini ve boyutlarının başlangıçta arttığını, daha sonra azaldığını ve yeniden arttığını tespit etmişlerdir.

şekil hafızalı alaşımların üretim teknikleri alaşımın tipine göre ve üretim kolaylığı açısından farklılık gösterdiği anlaşılmıştır. Başlıca üretim teknikleri döküm, tel çekme, toz metalurjisi ve hızlı katılaştırma olarak sınıflandırılmıştır. Bu teknikler arasında melt spinning yöntemiyle hızlı katılaştırmanın birçok yönden avantajlara sahip olduğu belirtilmiştir. Bunlardan bazıları bu yöntemle malzemenin austenit fazına çıkartılması doğrudan erimiş metal ile sağlanmakta, yarı kararlı martenzit fazına geçiş ise herhangi ilave bir ısıl işleme gerek kalmaksızın tek bir işlem kademesiyle sağlanması, bütün Ti, Fe ve Cu esaslı şekil hafızalı alaşımların başarıyla üretilebilmesi ve termomekanik işlem, mekanik alaşımlama, toz metalurjisi gibi ilave bir işleme gerek kalmaksızın tane inceltme işleminin yapılabilmesi olarak belirtilmiştir [85, 86].

Literatürden, CuAlMn alaşımlarını melt spinning yöntemiyle üreterek şekil bellek özelliklerinin incelendiği çalışma olarak yalnızca Dutkiewicz, J. ve arkadaşlarının [102] CuAlNi ve CuAlMn alaşımlarının martenzitik dönüşüm sıcaklıkları üzerine yaptıkları araştırma bulunmuştur. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAlMn ve CuAlNi alaşımı şeritlerin martenzit dönüşüm sıcaklıklarının döküm yöntemiyle üretilenlere kıyasla daha düşük olduklarını bulmuşlardır. Kusur konsantrasyonuna bağlı olarak şeritlerin döküm alaşımlarına kıyasla nispeten daha geniş faz dönüşüm geçişleri sergilediğini bildirmişlerdir.

Bang, D. ve diğerleri [118] melt spinning yöntemiyle sırasıyla 20, 40 ve 1000  $\mu\text{m}$  kalınlığında  $\text{Cu}_2\text{MnAl}$  şeritlerini üretmişlerdir. Manyetik direnç oranının numunelerin kalınlığına bağlı olduğunu ve 20  $\mu\text{m}$  kalınlığa sahip numune için 240 kA/m alanında % 0.8'e ulaştığını bildirmişlerdir.

Sugimoto, S. ve arkadaşları [106] melt spinning tekniğiyle  $\text{Cu}_3\text{Al} - \text{Cu}_2\text{MnAl}$  fazlarını içerecek şekilde hızlı katılaştırılmış CuAlMn şeritleri üretmişlerdir. Üretilenler arasında Cu-15Mn-25Al şeritinin % 1.1 değerıyla en yüksek manyetik dirence sahip olduğunu tespit etmişlerdir.

Bu çalışmanın amacı, melt spinning üretim yöntemini kullanarak CuAlMn alaşımında Cu ve Mn element oranlarını değerştirerek farklı kimyasal kompozisyonlarda hızlı katılaştırılmış metal şeritler üretmek, üretilen bu şeritlerin Cu ve Mn oranlarına bağlı olarak şekil hafıza ve manyetik özelliklerini araştırmaktır.

## 2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 2.1. Kullanılan Alaşımlar

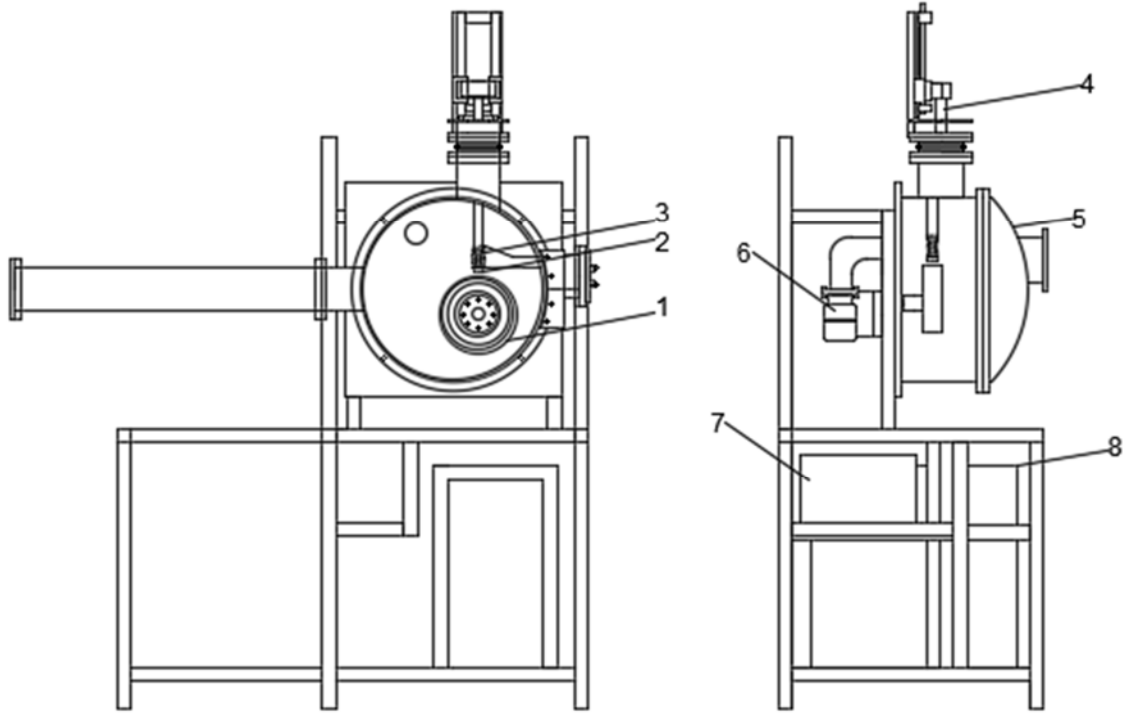
Bu çalışma kapsamında, melt spinning yöntemi kullanılarak hızlı katılaştırılmış CuAlMn esaslı şeritlerin üretimi hedeflenmiştir. Bu kapsamda, Alfa Aesar firmasından %99.95 saflığında ve -325 mesh toz boyutunda temin edilen Cu, Al ve Mn element tozları kullanılmıştır. Farklı bileşimlerde alaşım elde etmek amacıyla elementlerin oranları değiştirilmiştir. Alaşımları oluşturan elementlerin miktarları Tablo 3’de verilmiştir. Hassas tartı yöntemiyle hazırlanan Cu, Al ve Mn tozları birbirine katılmış, homojen karışımın sağlanması amacıyla hazırlanan materyal bilyalı öğütme cihazında kısa süreli hafif öğütme işlemine tabi tutulmuştur. Hazırlanan toz karışım numuneler melt spinning işlemi için soğuk preslenerek ham parça haline getirilmiştir.

Tablo 3. Kullanılan Cu-Al-Mn alaşımlarının üretim öncesi belirlenen kimyasal kompozisyonları.

Alaşım Kodu	Alaşım elementleri (%)			(% at.)		
	Cu	Al	Mn	Cu	Al	Mn
CAM 1	86	13	1	73,02	26	0,98
CAM 2	85	13	2	72,08	25,96	1,96
CAM 3	84	13	3	71,13	25,93	2,94
CAM 4	83	13	4	70,19	25,89	3,91
CAM 7	80	13	7	67,39	25,79	6,82
CAM 8	79	13	8	66,46	25,76	7,78
CAM 9	78	13	9	65,53	25,72	8,75
CAM 11	76	13	11	63,68	25,65	10,66
CAM 14	73	13	14	60,93	25,55	13,52

## 2.2. Melt Spinning Ünitesi

Bu çalışma kapsamında CuAlMn alaşımından hızlı katılaştırılmış şerit üretimi işlemi Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan ve Şekil 25’de şematik resmi verilen melt spinning cihazı ile gerçekleştirilmiştir. İlgili cihazın fotoğraf görüntüsü ise Şekil 26’da verilmiştir.



Şekil 25. Melt spinning ünitesinin şematik resmi.





Şekil 26. Melt spinning cihazı fotoğraf görüntüsü.

Melt spinning cihazı genel olarak 5 bölüme ayrılmaktadır. Bu bölümler şunlardır:

- Diskin ve potanın bulunduğu vakum odası,
- İndüksiyon cihazının soğutma ve ısıtma ünitesi,
- Metal Püskürtme işlemi için basınçlı argon gazı gönderme ünitesi,
- Ergitme potası ile disk arasındaki mesafenin ayarlanmasını sağlayan pota hareket mekanizması,
- Belirtilen işlemlerin otomatik olarak gerçekleştirildiği kontrol paneli.

**Vakum odası:** İndüksiyonlu ergitme sistemi, grafit pota, bakır disk ve pota hareket mekanizmasından oluşmaktadır. Potanın iç çapı 26 mm, dış çapı 40 mm ve boyu ise 110 mm'dir. Metalin püskürtüldüğü nozul ise 0,8 x 8 mm boyutlarında dikdörtgen şekile sahiptir.

**İndüksiyon ünitesi:** Bakır bobine yüksek frekansta akım göndererek potanın ısınmasını sağlayan indüksiyon cihazı ve bobinin ısınmasını engelleyen soğutma ünitesinden oluşmaktadır. Bobin malzemesi olarak 8 mm çapında bakır boru kullanılmış olup, sarılmış

haldeki iç çapı 45 mm, dış çapı 57 mm' dir. Sarım sayısı ise 10' dur. Pota içerisindeki malzemeyi ergitmek için 30 kW gücünde yüksek frekanslı indüksiyon sistemi kullanılmıştır.

**Basınçlı gaz gönderme sistemi:** Bu bölümde ayar valfleri ve iki adet basınç tüpü ve yüksek saflıkta argon gazının bulunduğu 50 lt hacimli argon tüpü bulunmaktadır. Yüksek saflıktaki (%99,999 saflıkta) argon gazının bulunduğu 50 lt hacimli argon tüpü ile basınçlı gaz göndermek amacıyla kullanılan iki adet basınç tüplerinden ve ayar valflerinden oluşan sistemdir. Argon gazı iki adet basınç tüpünde depolanmakta olup, deney sırasında yüksek basınçla birlikte pota içerisine gönderilerek sıvı haldeki metalin disk üzerine püskürtülmesi sağlanmaktadır.

**Pota hareket mekanizması:** Bu bölümde ergitme potasının düşey olarak hareketini sağlayan raylı bir mekanizma bulunmaktadır. Bu mekanizma manuel olarak ve aynı zamanda kontrol paneli sayesinde dijital olarak da hareket ettirilebilmektedir.

**Kontrol paneli:** Bu ünite vasıtasıyla cihaz parametreleri dijital olarak kontrol edilmektedir. Kontrol paneli üzerinde indüksiyonun açılıp kapanması, disk hızı, potanın aşağı - yukarı hareketi, basınçlı gaz gönderme butonları, lazerli sıcaklık kontrol cihazı ve vakum kontrol cihazı bulunmaktadır.

### **2.3. Metalografik İşlemler**

Üretilen şeritlerin mikroyapı incelmeleri için soğuk bakalite alma işlemi uygulanmıştır. Soğuk bakalite alma işleminde, epoksi reçine ve sertleştirici ağırlıkça 5:1 oranında karıştırılıp, kalıplara dökülerek oda sıcaklığında 24 saat bekletilerek sertleşmesi sağlanmıştır. Bakalite alma işleminden sonra her bir numune için zımparalama, parlatma ve dağlama gibi metalografik işlemler uygulanmıştır. Zımparalama işlemi için 600, 800, 1000, 1200 ve 1500 numaralı zımparalar kullanılmış, parlatma işlemi ise, 0,1 µm'luk alümina solüsyon kullanılarak yapılmıştır. Dağlama işlemi öncesinde numune yüzeyini temizlemek amacıyla ultrasonik temizleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu işlem %99,99 saflıkta etil alkol içerisinde 10 dk. süreyle uygulanmıştır. Dağlama işlemi için 20 ml HCl, 100 ml H<sub>2</sub>O ve 10 gr Fe<sub>3</sub>Cl çözeltilisi ayraç olarak kullanılmış olup, 5 saniye süresince numune üzerine damlatma şeklinde uygulanmıştır.

## 2.4. Mikroyapı İncelemeleri ve Elemental Analiz

Üretilen şeritlerin mikroyapı incelemeleri Zeiss EVO LS10 model taramalı elektron mikroskopunda (SEM) gerçekleştirilmiştir (Şekil 27). Element miktarlarını belirlemek için gerçekleştirilen EDX analizleri yine bu SEM cihazına bağlantılı Bruker EDX (123 eV) aparatı ile yapılmıştır. En az üç farklı bölgeden alınan EDX sonuçları kullanılarak ergitme sonrası alaşım oranları belirlenmiştir.



Şekil 27. Taramalı elektron mikroskobu (SEM).

## 2.5. X-Işını Kırınımı Ölçümleri

Üretilen şeritlerin faz yapısını belirlemek amacıyla XRD incelemeleri yapılmıştır. Bu incelemeler, Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi laboratuvarında bulunan PANalytical X'pert Powder<sup>3</sup> model XRD cihazında (Şekil 28)  $\text{CuK}\alpha$  ( $\lambda=1,5418 \text{ \AA}$ ) ışınımı

kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Tüm deneyler  $20 \leq 2\theta \leq 90$  aralığında  $0,02^\circ$ 'lik adımlar ile oda sıcaklığında sabit tarama hızıyla yapılmıştır.



Şekil 28. X'pert Powder3 model X-ışını kırınımı cihazı.

## 2.6. Termal Analizler

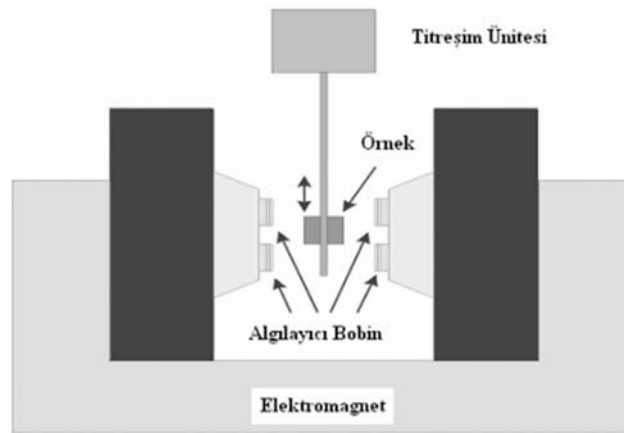
Üretilen şeritlerin faz dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi amacıyla DSC (diferansiyel taramalı kalorimetre) analizleri yapılmıştır. Bu analizler, KTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarında bulunan oto LN<sub>2</sub> gaz soğutma sistemine sahip Hitachi 7020 model DSC cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 29). Üretilen alaşımların martenzit-östenit ve ferromanyetik-paramanyetik dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek amacıyla bu analizler tüm numuneler için  $25^\circ\text{C}/\text{dk}$  ısıtma ve soğutma hızında,  $-20^\circ\text{C}$  ile  $400^\circ\text{C}$  sıcaklıklar arasında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 29. Hitachi marka 7020 model DSC cihazı.

## 2.7. Manyetik Ölçümler

Titreşimli Örnek Magnetometresi (Vibrating Sample Magnetometer), düzgün manyetik alan içinde titreşen örneğin bulunduğu ve bulk manyetizasyon ilmeğinin ölçüldüğü bir cihazdır. Üretilen şeritlerin manyetik ölçümleri Balıkesir Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'nde bulunan ADE EV9 Model VSM cihazında oda sıcaklığında 7 T'lık manyetik alan altında gerçekleştirilmiştir. Numune titreştiricinin titreşim frekansı 75 Hz'dir. Kullanılan cihazın şematik resmi Şekil 30'da gösterilmiştir.



Şekil 30. VSM cihazının çalışma sisteminin şematik gösterimi.

### 3. BULGULAR VE İRDELEME

#### 3.1.Cu-Al-Mn Şeritlerinin Üretimi

Şerit üretim işlemi, grafitten imal edilmiş pota içerisine konan ve Bölüm 2.1’de anlatıldığı şekilde hazırlanan Cu-Al-Mn toz karışımı ham parçaların, melt spinning cihazındaki indüksiyon sistemi ile ergitilerek, potanın dip kısmındaki dikdörtgen kesitli nozul yardımıyla bakır disk üzerine yüksek basınçlı ve yüksek saflıktaki (%99,999) argon gazı ile püskürtülmesi ile gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada kullanılan üretim parametreleri 52 m/s disk hızı, 0,5 bar püskürtme basıncı, 1 mm disk ile nozul arasındaki mesafe, 1350 °C püskürtme sıcaklığı ve 8x0,5 mm nozul boyutu olacak şekilde belirlenmiştir. Yapılan deneyler neticesinde, üretim parametrelerine bağlı olarak ortalama 250–300 mm uzunluğunda, 20–40 µm kalınlığında ve 2-5 mm genişliğinde şeritler üretilmiştir. Elde edilen şeritlerin fotoğraf görüntüsü Şekil 31’de verilmiştir.



Şekil 31. Melt spinning yöntemiyle üretilen CuAlMn şeritlerin fotoğraf görüntüsü

### 3.2. Üretilen Şeritlerin Kimyasal Kompozisyonlarının Belirlenmesi

Üretilen şeritlerin kimyasal kompozisyonlarının belirlenmesi için soğuk katılaştırma reçinesine içerisinde kesitlerinden yataklanmış şeritlerin kesit yüzeyleri parlatılıp dağlandıktan sonra en az üç farklı nokta seçilerek EDS spektrumları alınmıştır (Şekil 32-40). Elde edilen sonuçların ortalaması alınarak CuAlMn alaşımları için ağırlıkça yüzde oranları bulunmuştur. EDS analizleri sonucunda elde edilen değerler Tablo 4’de sunulmuştur. Yine aynı tabloda CuAlMn alaşımının ergitme öncesi element oranları verilmiştir. Görüleceği üzere, ergitme öncesi element ağırlık oranları ile ergitme sonrası EDS analizinden elde edilen değerler arasında bir miktar sapma meydana gelmiştir. Hemen hemen bütün ergitme işlemlerinde olabilen bu tür sapmalar çeşitli sebeplere dayanmaktadır. Ergitme sırasında cüruf oluşumu ile element kaybının olması esas neden olarak düşünülmektedir. Özellikle alaşım içerisinde Al elementinin bulunması ve bu elementin oksitlenmeye karşı duyarlı olması cüruf oluşumunu teşvik etmektedir.

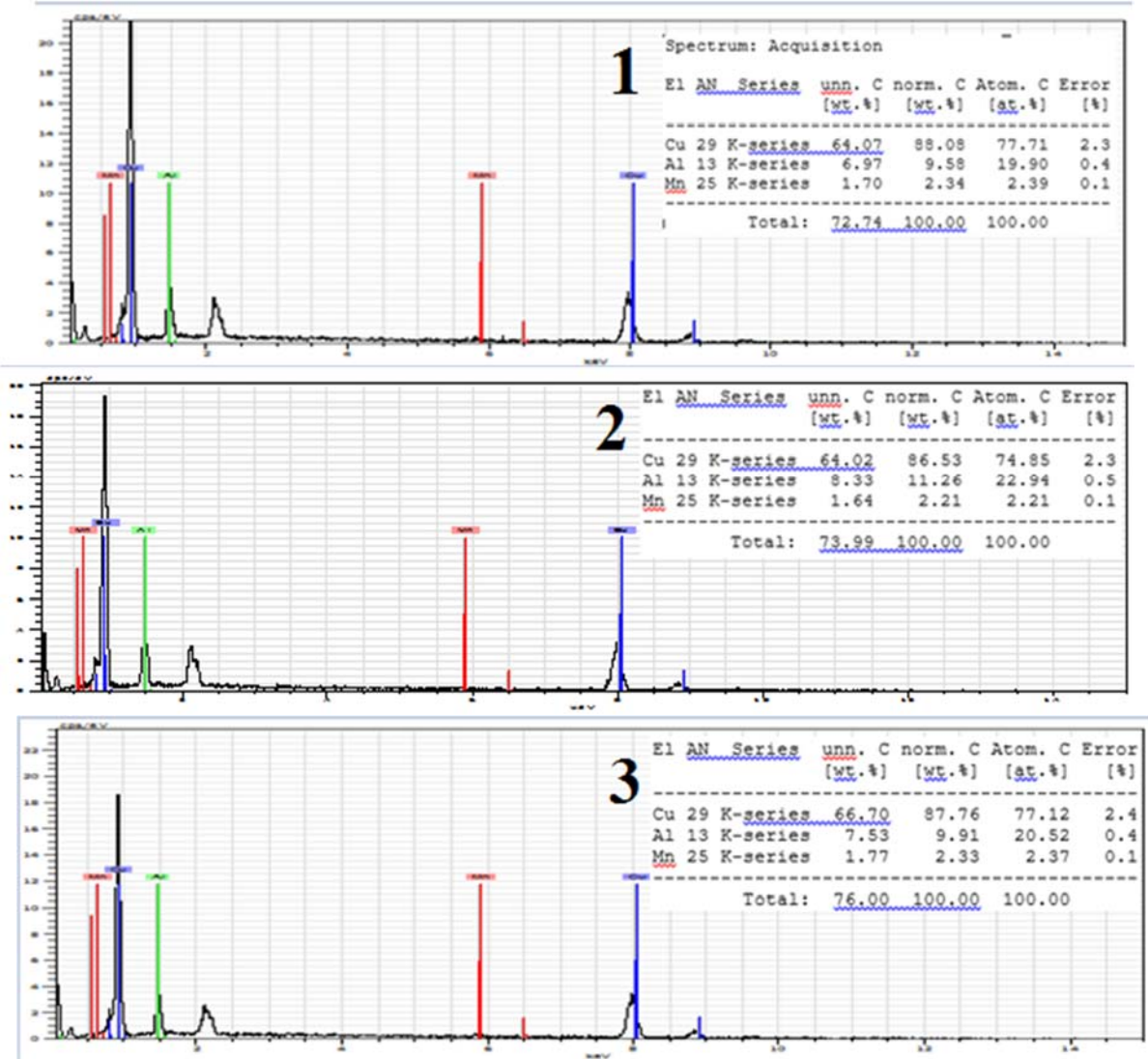
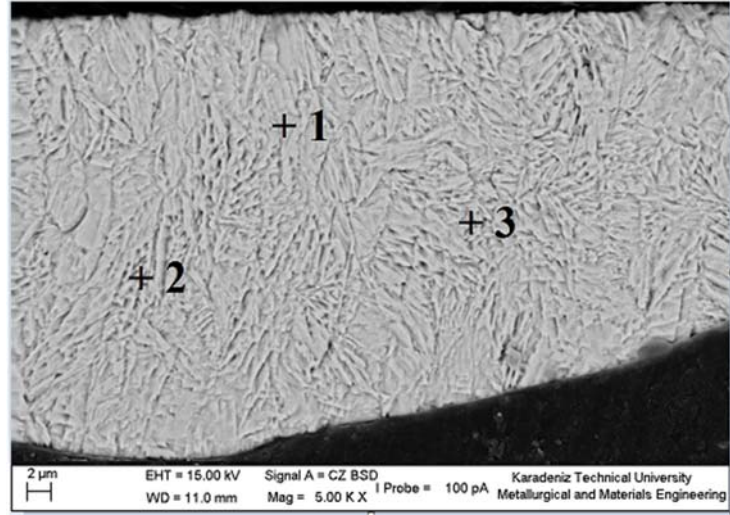
EDS element analizlerine ilaveten, üretilen şeritlerdeki elementel dağılımı tespit etmek amacıyla EDS mapping (haritalama) tekniği uygulanmıştır. Bu haritalama analizleri bütün numunelere yapılmıştır fakat sonuçlar benzer olduğu için bu çalışmada hepsi verilmemiştir. Bu analizlerin arasından 6 tanesi seçilmiş olup, Şekil 41–46’da sunulmuştur. Yapılan analizler incelendiğinde CuAlMn alaşımını oluşturan elementlerin yapı içerisinde homojen bir şekilde dağıldığı gözlenmiştir. Bu durum beklenen bir sonuç olup, hızlı katılaştırma tekniklerinin başlıca avantajlarından biridir [95].

Tablo 4. Üretilen şeritlerin SEM’de elde edilen EDS analiz sonuçları.

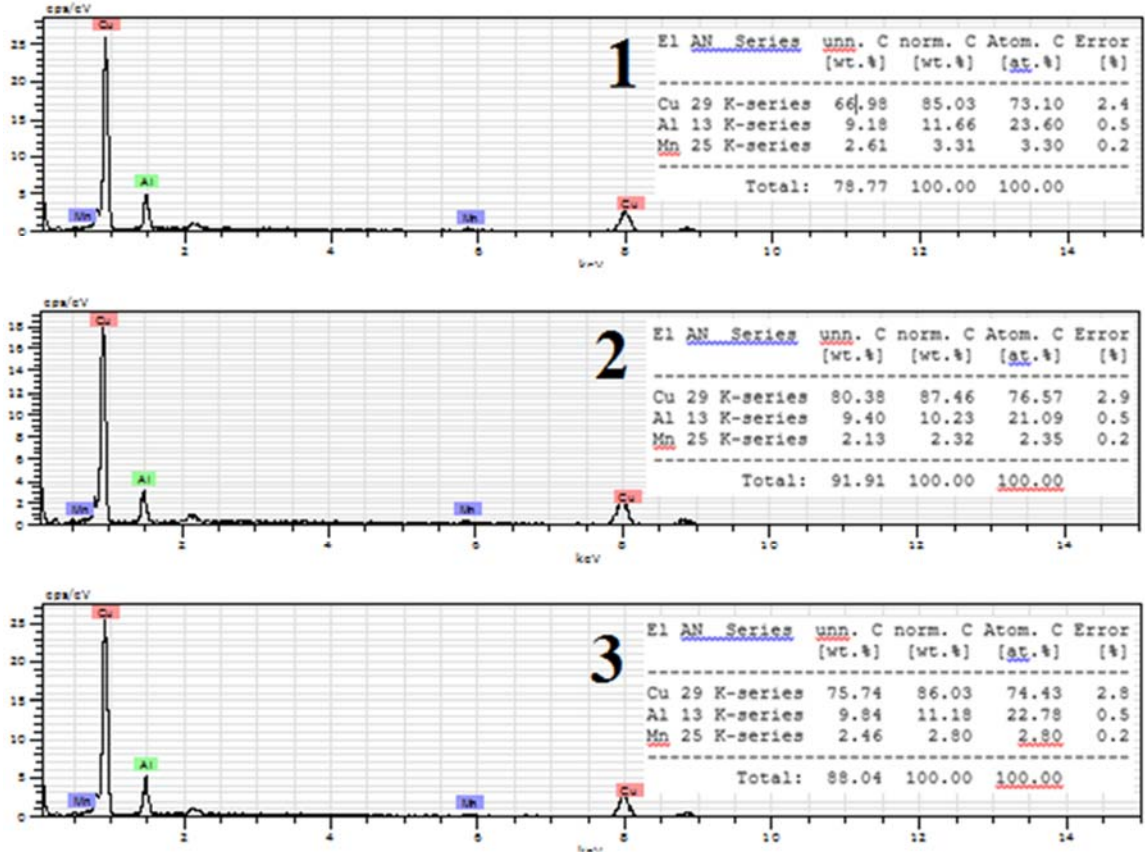
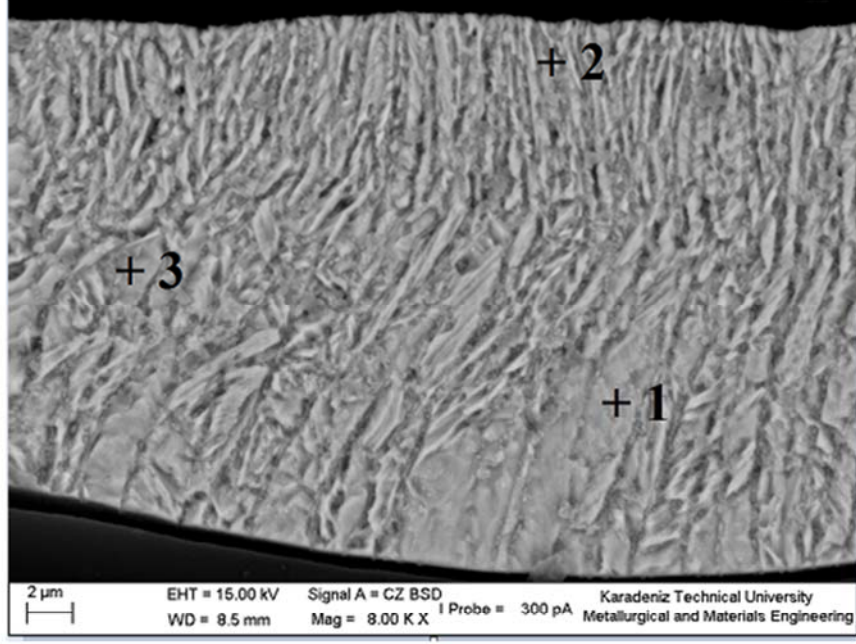
Alaşım Kodu	Element oranları (%ağ.)		
	Cu	Al	Mn
CAM 1	87.47 (86)*	10.25 (13)	2.29 (1)
CAM 2	86.17 (85)	10.78 (13)	3.29 (2)
CAM 3	85.93 (84)	11 (13)	4.62 (3)
CAM 4	85.13 (83)	10.26 (13)	5.80 (4)
CAM 7	81.45 (80)	11.27 (13)	7.32 (7)
CAM 8	80.42 (79)	9.53 (13)	8.39 (8)
CAM 9	81.08 (78)	10.92 (13)	8.65 (9)
CAM 11	77.76 (76)	10.72 (13)	14.40 (11)
CAM 14	71.07 (73)	11.06 (13)	17.86 (14)

\*: Parantez içi ergitme öncesi element oranlarını göstermektedir.

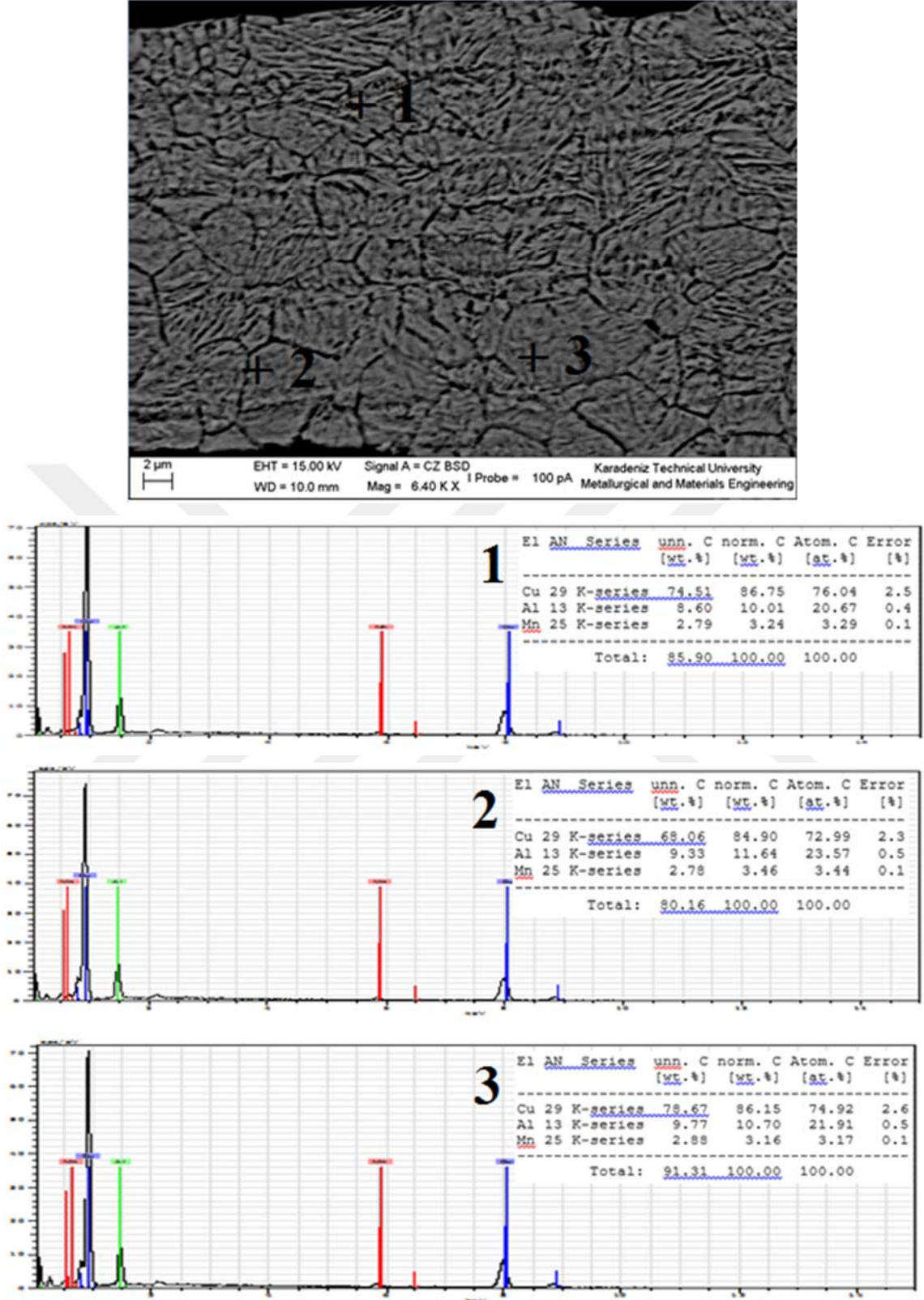




Şekil 32. CAM 1 alaşımının EDS analizi sonuçları.

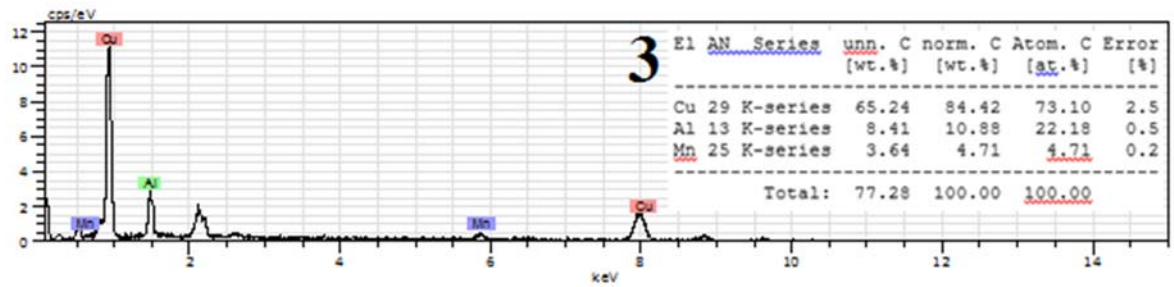
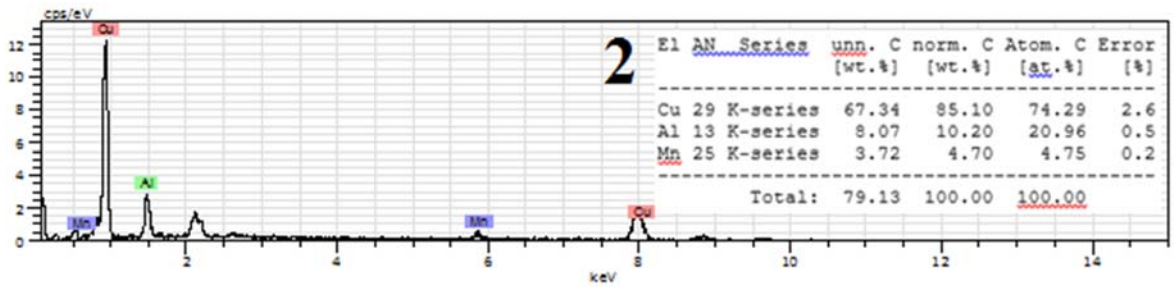
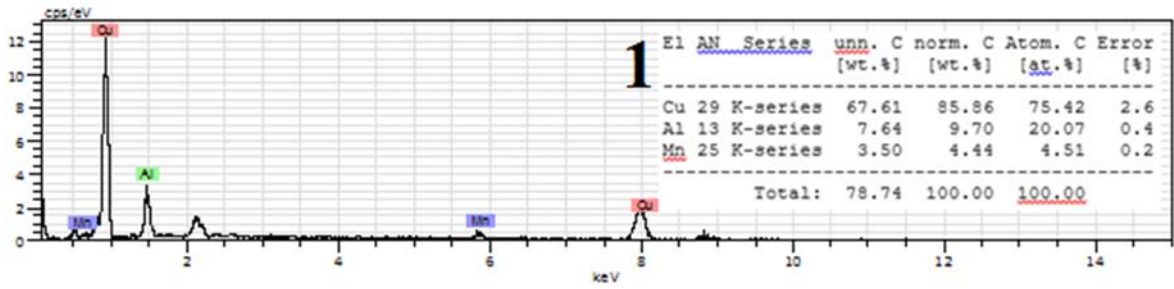
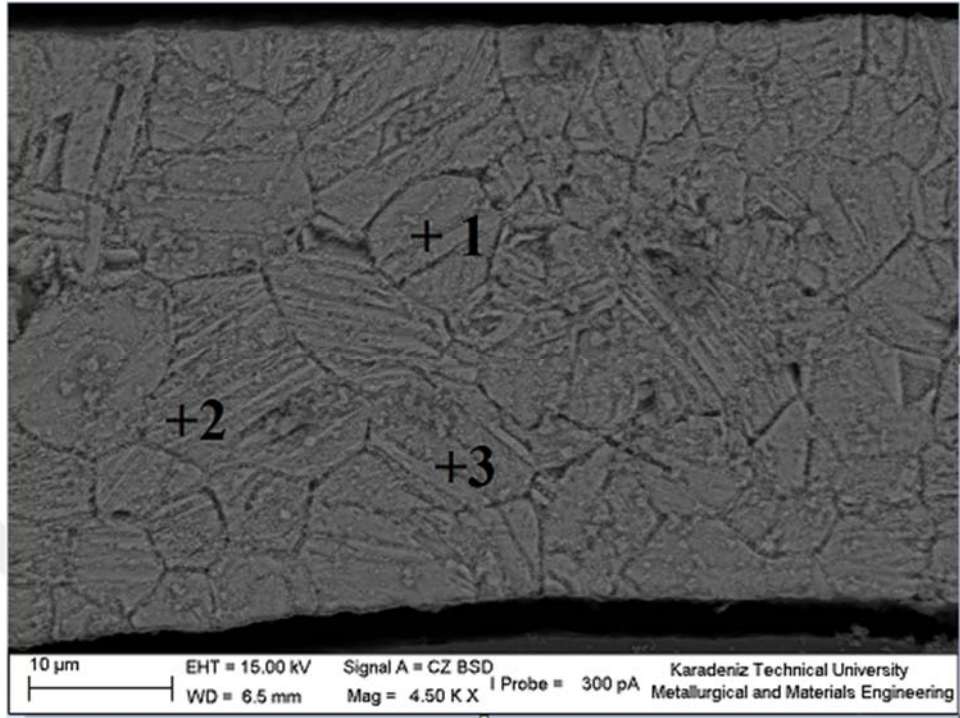


Şekil 33. CAM 2 alaşımının EDS analizi sonuçları.

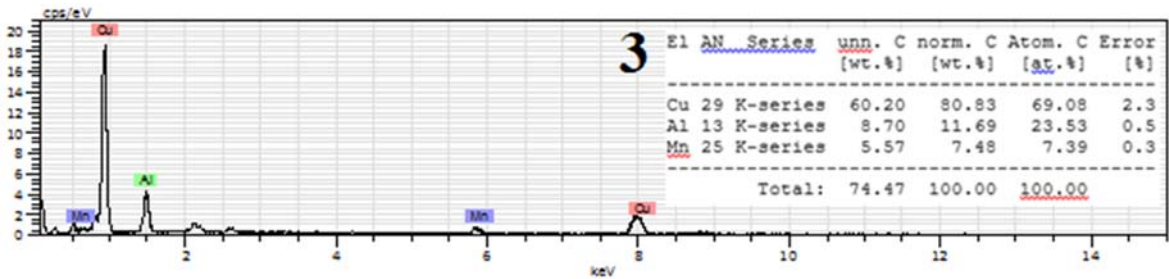
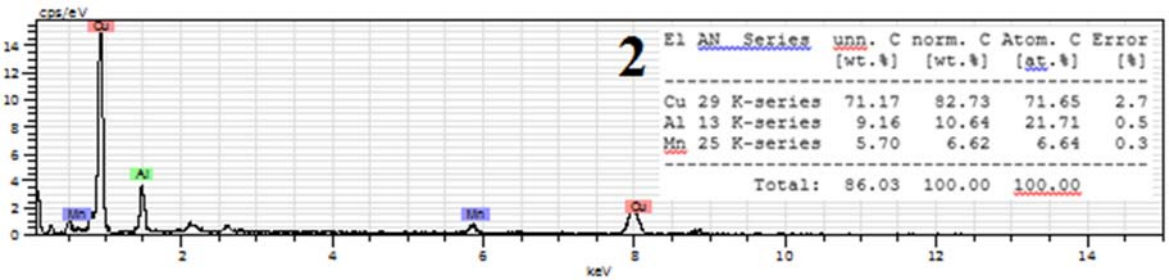
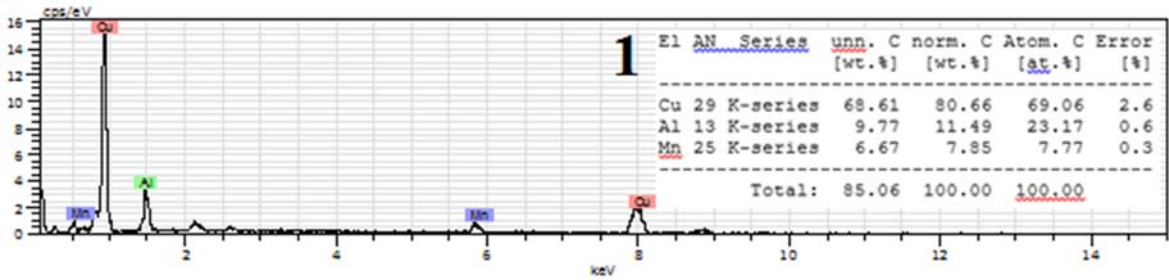
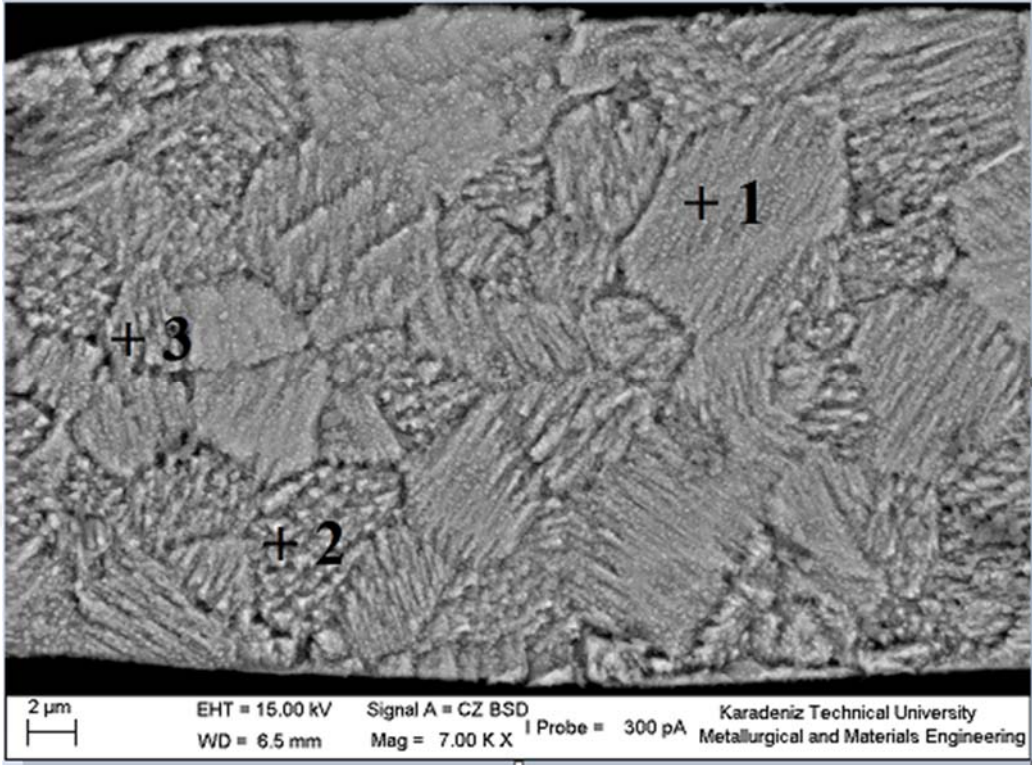


Şekil 34. CAM 3 alaşımının EDS analizi sonuçları.



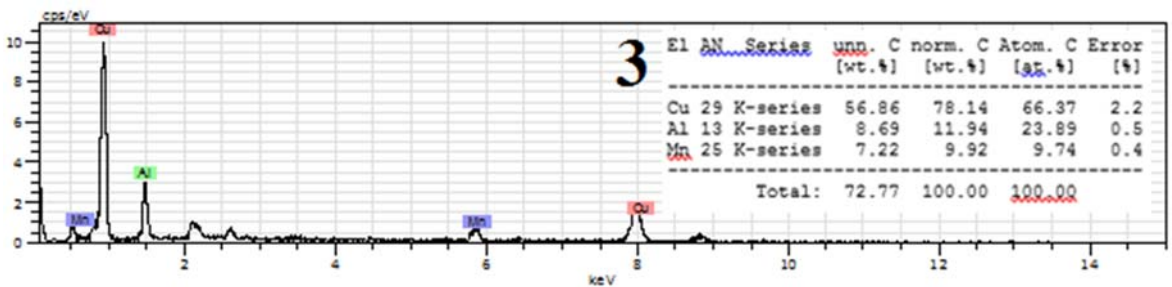
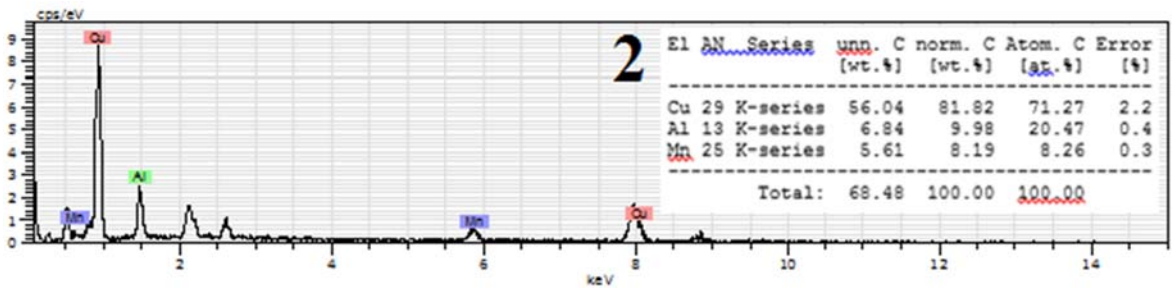
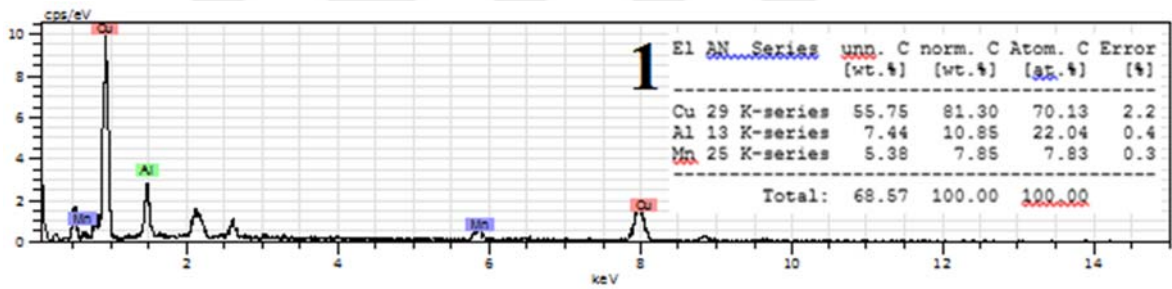
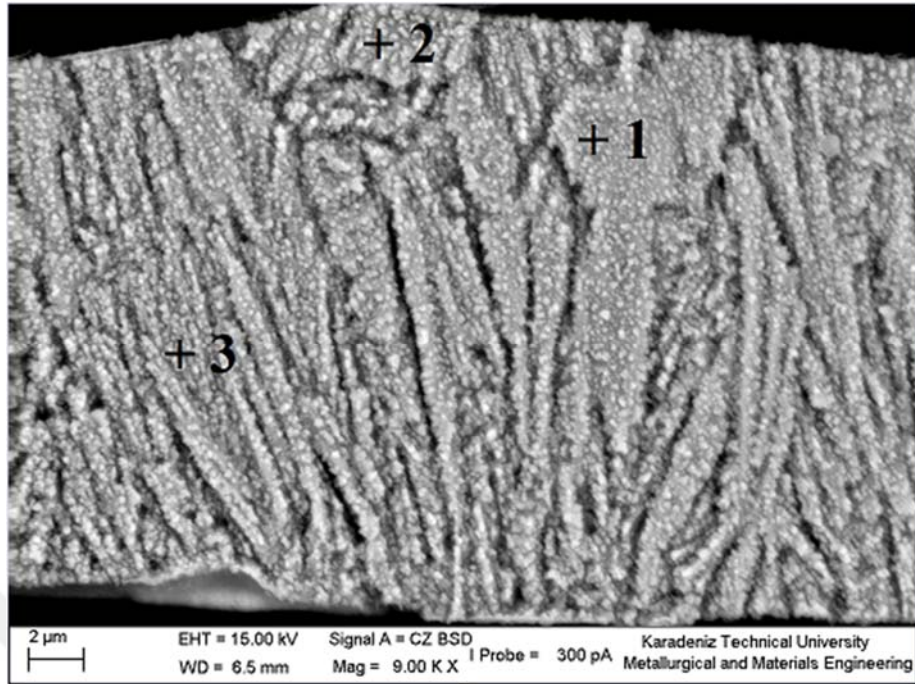


Şekil 35. CAM 4 alaşımının EDS analizi sonuçları.

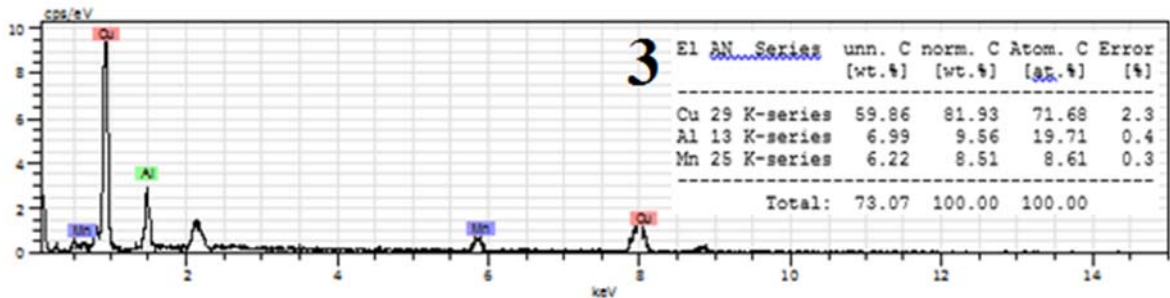
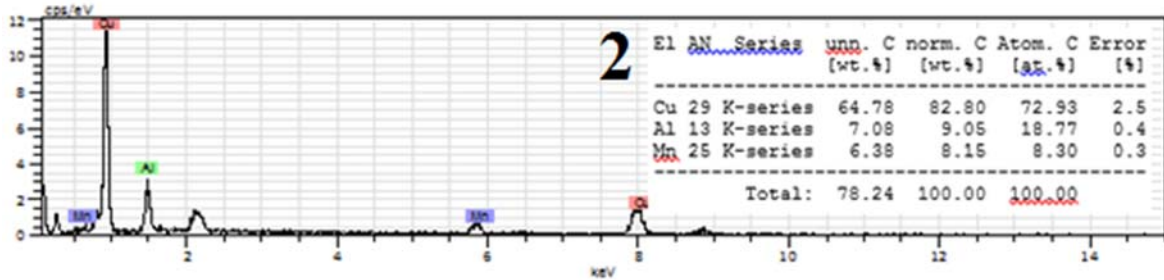
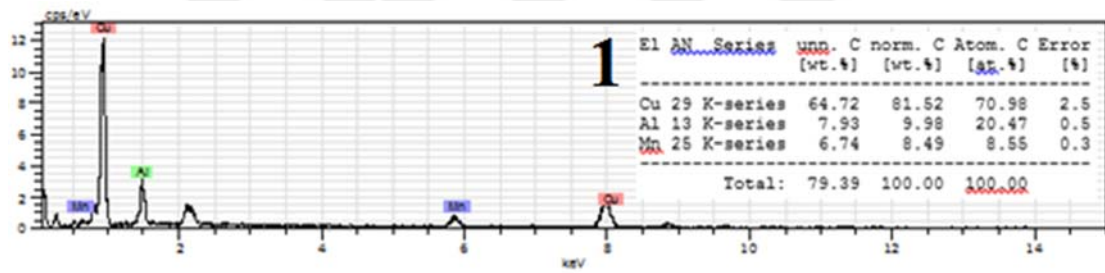
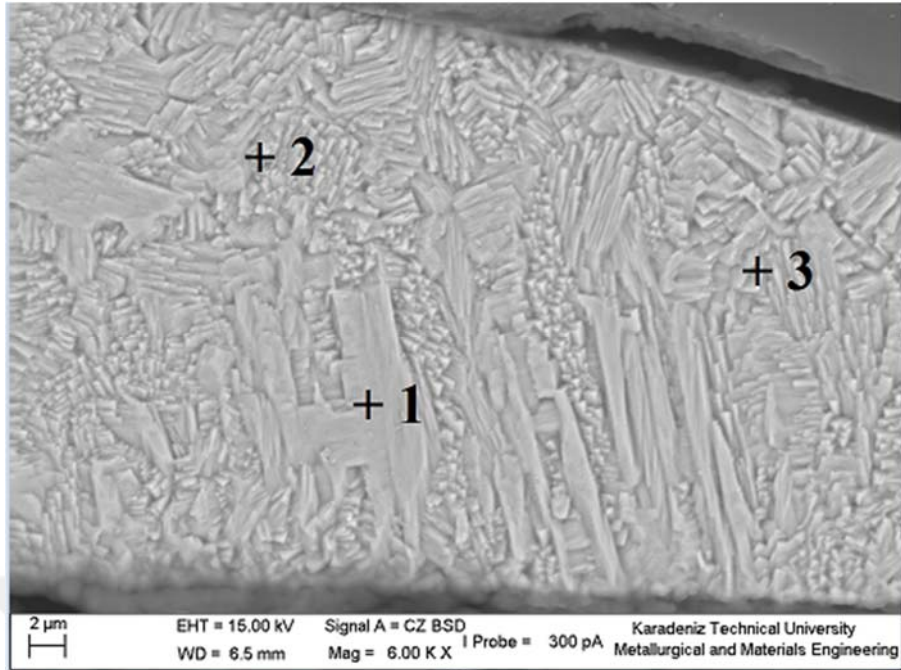


Şekil 36. CAM 7 alaşımının EDS analizi sonuçları.



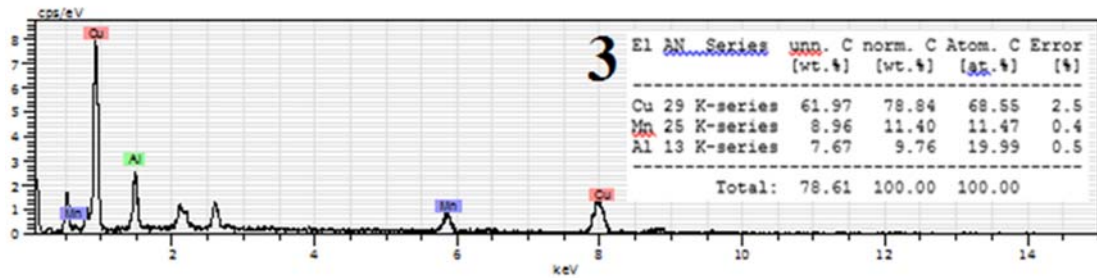
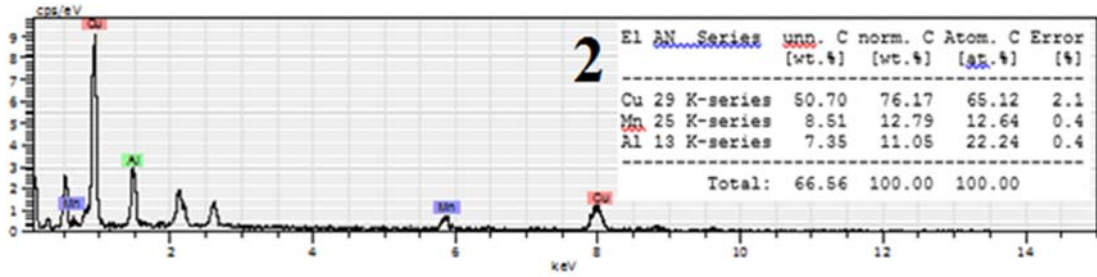
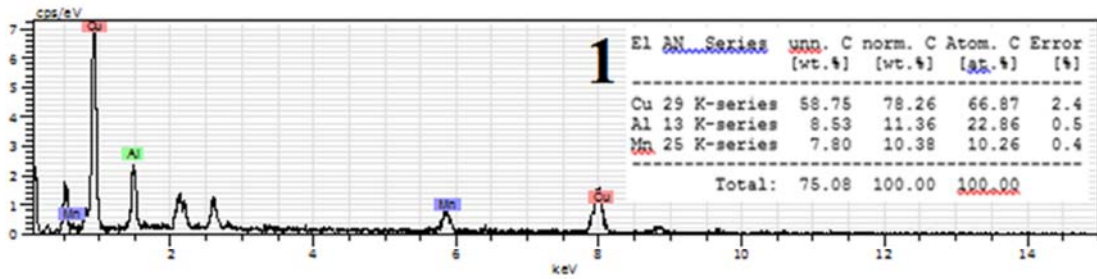
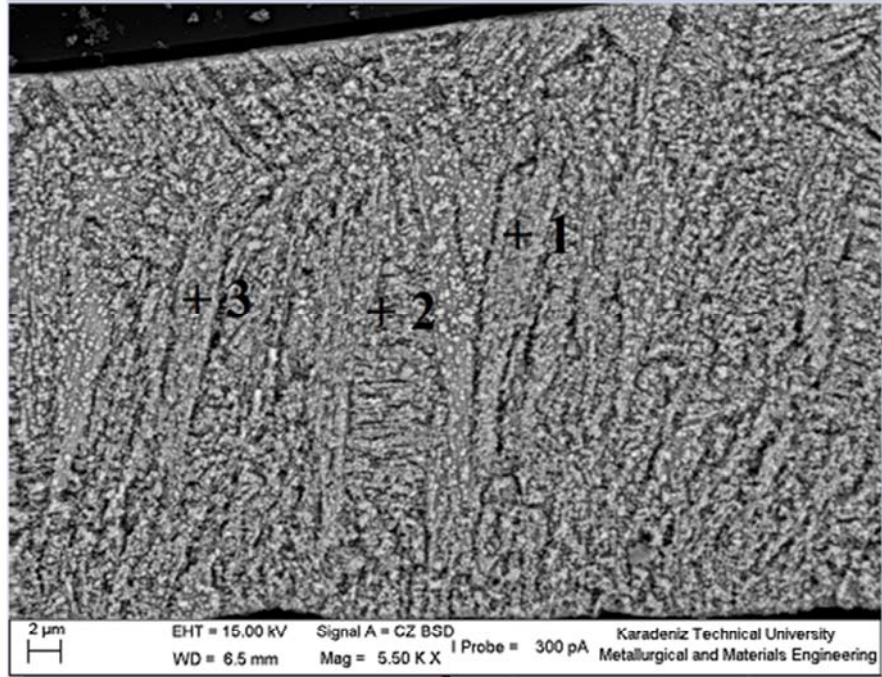


Şekil 37. CAM 8 alaşımının EDS analizi sonuçları.



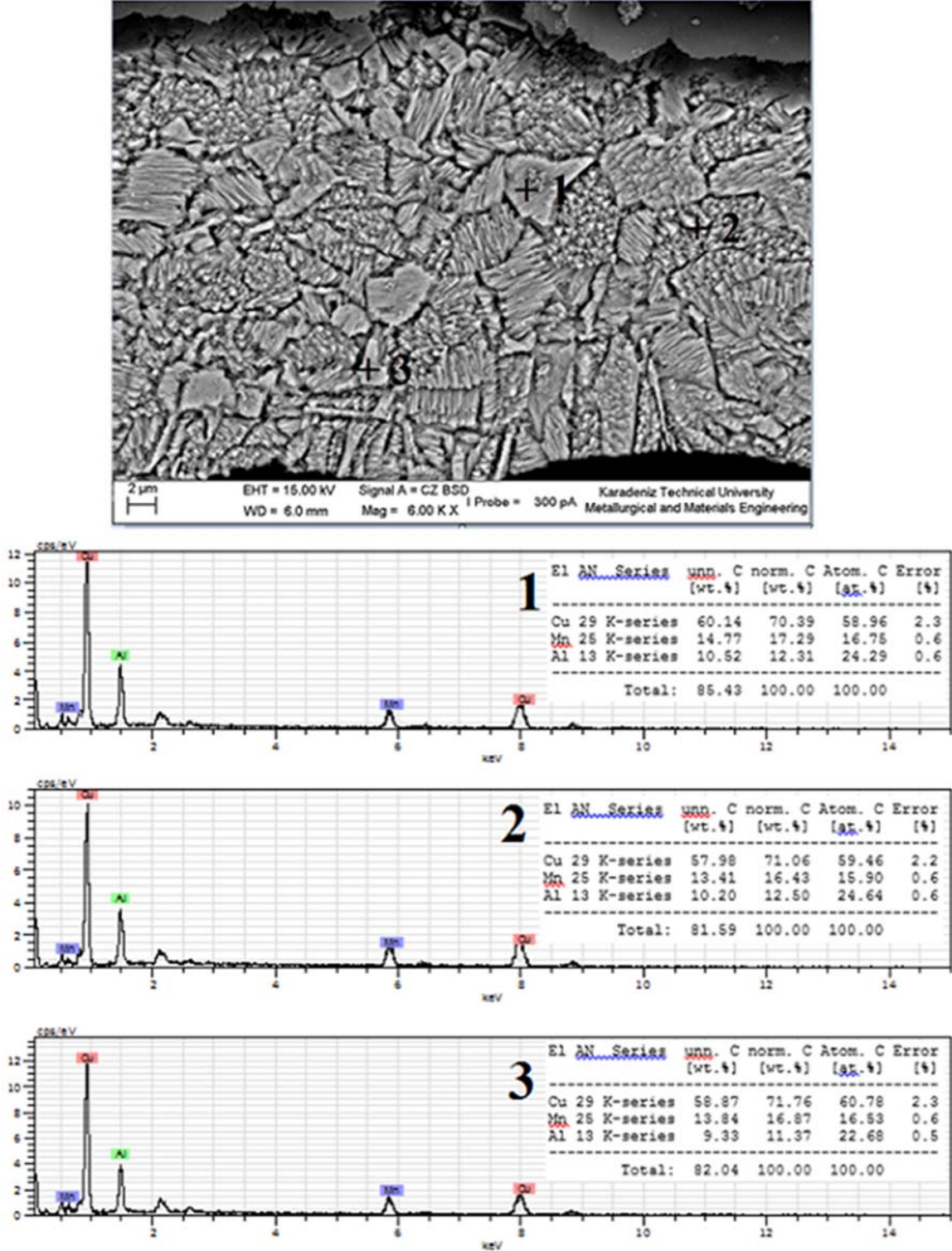
Şekil 38. CAM 9 alaşımının EDS analizi sonuçları.



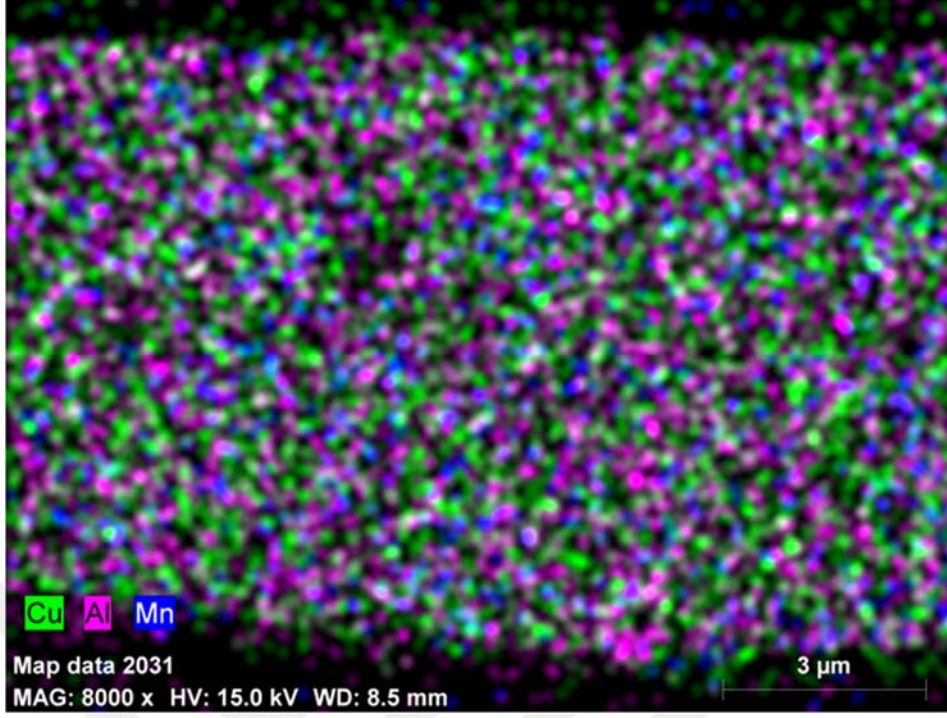


Şekil 39. CAM 11 alaşımının EDS analizi sonuçları.

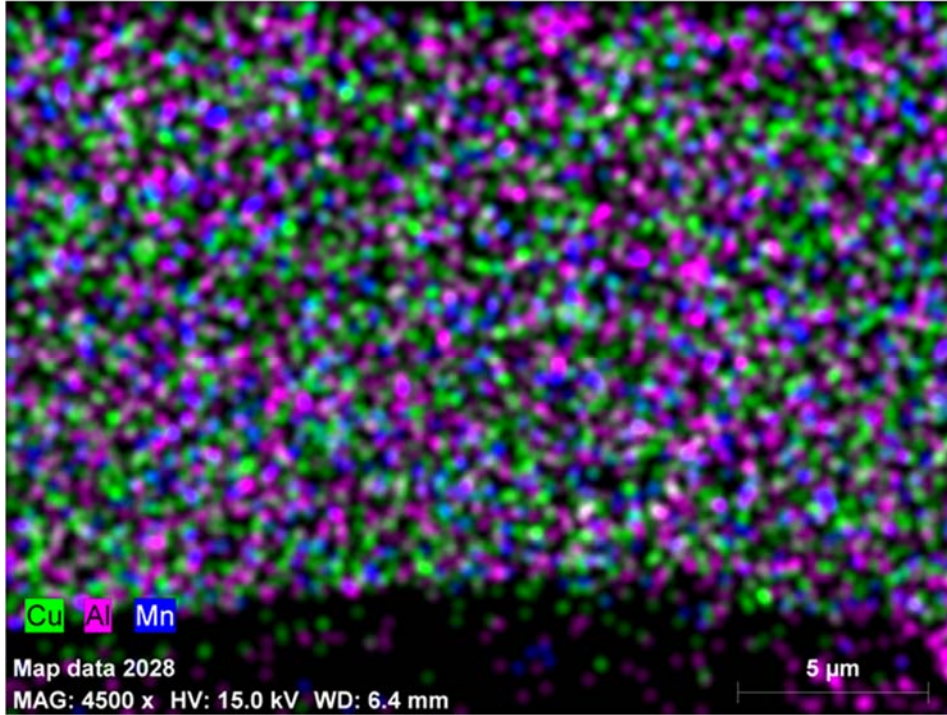




Şekil 40. CAM 14 alaşımının EDS analizi sonuçları.

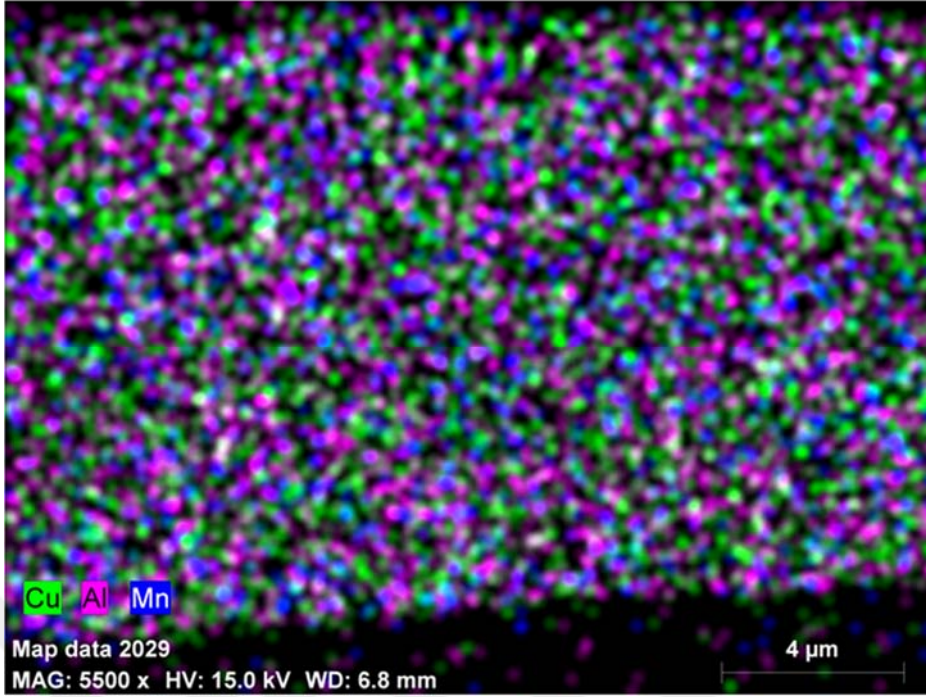


Şekil 41. CAM 1 alaşımının EDS haritalama analizi.

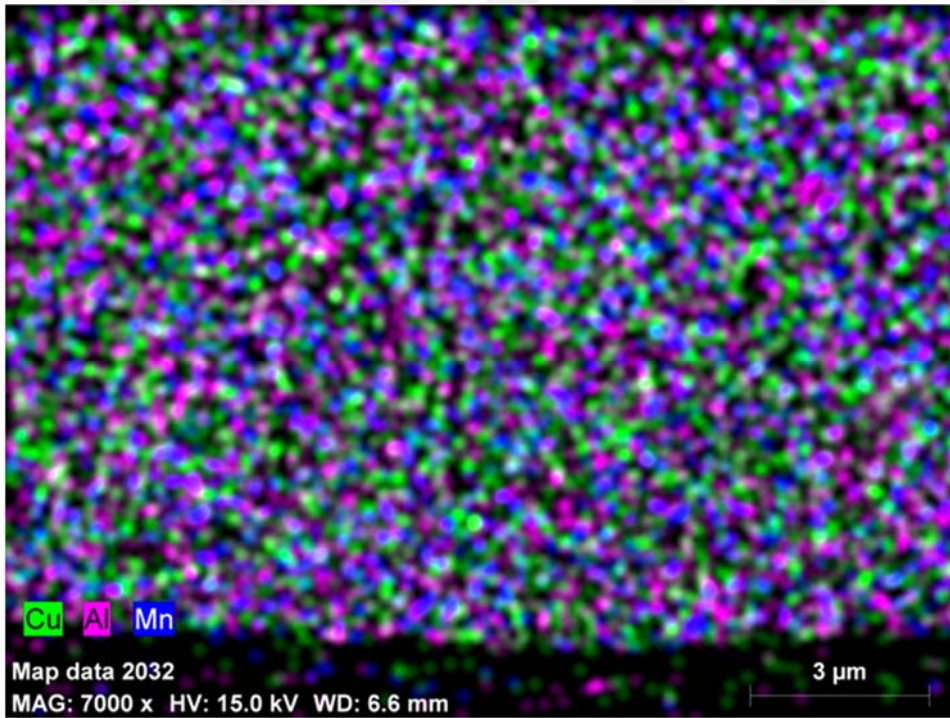


Şekil 42. CAM 3 alaşımının EDS haritalama analizi.

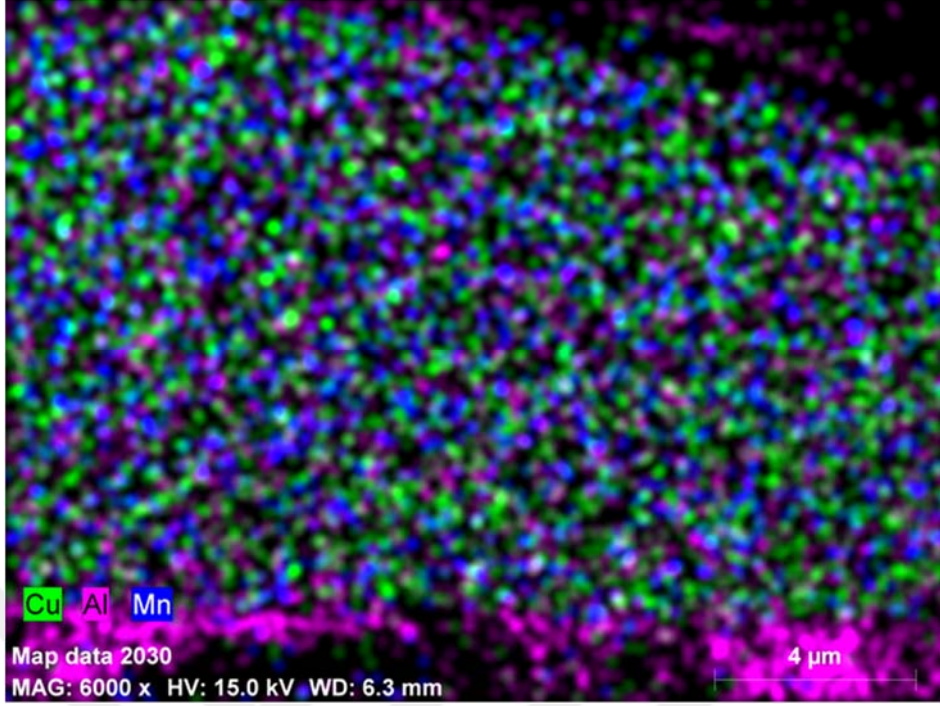




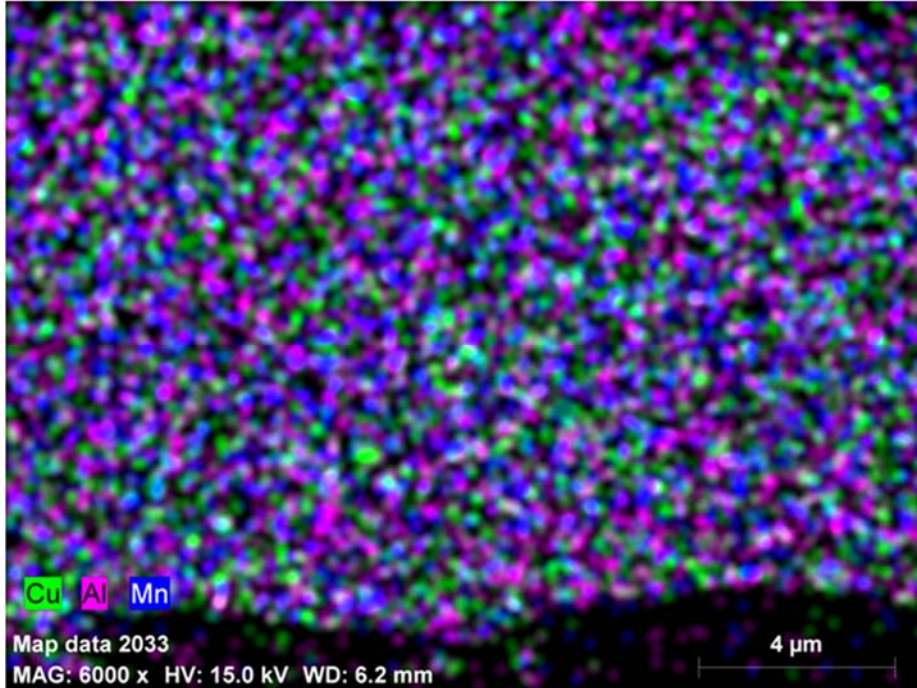
Şekil 43. CAM 4 alaşımının EDS haritalama analizi.



Şekil 44. CAM 7 alaşımının EDS haritalama analizi.



Şekil 45. CAM 9 alaşımının EDS haritalama analizi.



Şekil 46. CAM 11 alaşımının EDS haritalama analizi.



### 3.3. Üretilen Şeritlerin Yapısal İncelemeleri

Yüksek sıcaklıklarda CuAlMn alaşımları düzensiz  $\beta$ -fazına sahiptir.  $\beta$ (A2),  $\beta_2$ (B2) ve  $\beta_1$ (DO3(L21)) yapıları  $\beta$ -fazında gözlenebilecek yapılardır. Yüksek sıcaklıklarda A2 yapısı görülmekle birlikte soğutma işlemi ile kısa mesafeli düzenli dönüşüme uğrayarak B2 süper örgülü yapıyı meydana getirmektedir. B2 yapısı için olası süper örgülü yapılar DO<sub>3</sub> veya L2<sub>1</sub> tipi süper örgülü yapılardır. Bunlara ilaveten hızlı soğutmayla birlikte CuAlMn esaslı alaşımlarda sabit Al ve değişen Mn içeriğine bağlı olarak iki farklı martenzitik yapı oluşur. Bunlar  $\beta_1'$  (18R) ve  $\gamma_1'$  (2H)'dir. Düşük mangan içeriği için DO<sub>3</sub>(Cu<sub>3</sub>Al) anafazına bağlı olarak  $\beta_1'$ (18R) martenzit baskındır. Yüksek mangan oranları için ise L2<sub>1</sub>(Cu<sub>2</sub>AlMn) anafazına bağlı olarak  $\gamma_1'$  (2H) martenzit gözlenir.  $\gamma_1'$  kaba plakalar şeklinde iken,  $\beta_1'$  zigzag martenzitik yapılar şeklinde görülür [115].

Bu çalışmada, X-ışınımı kırınımı metodu kullanılarak hızlı katılaştırılarak üretilen CAM1, CAM 2, CAM 3, CAM 4, CAM 7, CAM 8, CAM 9, CAM 11 ve CAM 14 alaşımlarının fazları belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar Şekil 47–56'da sunulmuştur. Düşük miktarda mangan elementi içeren CAM 1–4 alaşımları için  $\beta_1'$  ana fazı oluşturmaktadır. Bu faz aynı zamanda bu alaşımların iki yönlü şekil bellek özelliğini sağlamaktadır. %4'den fazla miktarda Mn içeren de farklılıklar mevcuttur. Gerek  $\beta_1'$  ve gerekse  $\gamma_1'$  martenzit fazları olmakla birlikte morfolojik olarak aralarında farklılıklar mevcuttur. Öte yandan, yapılan analizler neticesinde, yüksek manganlı CAM 7–14 alaşımlarında  $\gamma_1'$  martenzitin yanısıra martenzite dönüşmeden kalan  $\beta_1$  östenitik fazının da oluştuğu tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlar literatür ile uyumludur [12, 42, 59, 101, 102, 110, 111, 113, 114, 119].

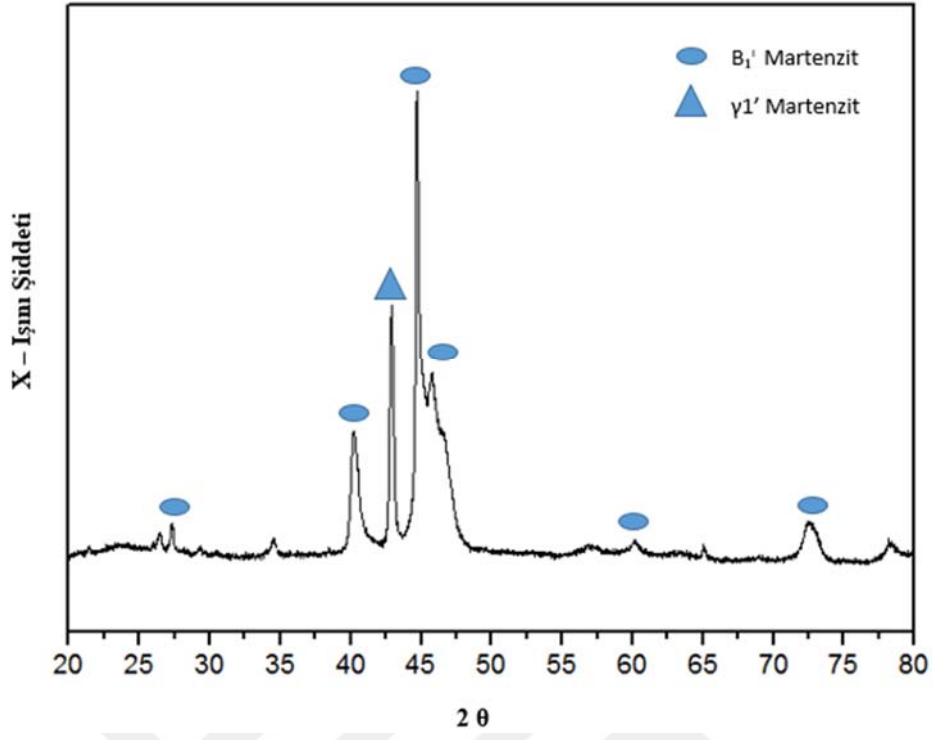
XRD analizlerinde yapıda tespit edilen fazların görüntüsel olarak ortaya konması amacıyla SEM'de mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiş, mikroyapı fotoğrafları elde edilmiş ve bunlar Şekil 57–65' de verilmiştir.

Üretilen şeritlerin bazılarında eşeksenli bazılarında ise çubuk benzeri taneler gözlenmiştir. Literatürde, melt spinning yöntemi kullanılarak üretilen CuAlMn esaslı alaşımları için detaylı bir mikroyapısal analiz bulunmamaktadır. Bununla birlikte, Do Bang vd. yaptıkları bir çalışmada Cu<sub>2</sub>MnAl kompozisyonunda bir alaşımı melt spinning yöntemiyle hızlı katılaştırarak şerit şeklinde üretmişlerdir. Elde edilen şeritin mikroyapısını incelediklerinde tane yapısının çubuksu olduğunu bildirmişlerdir [101].

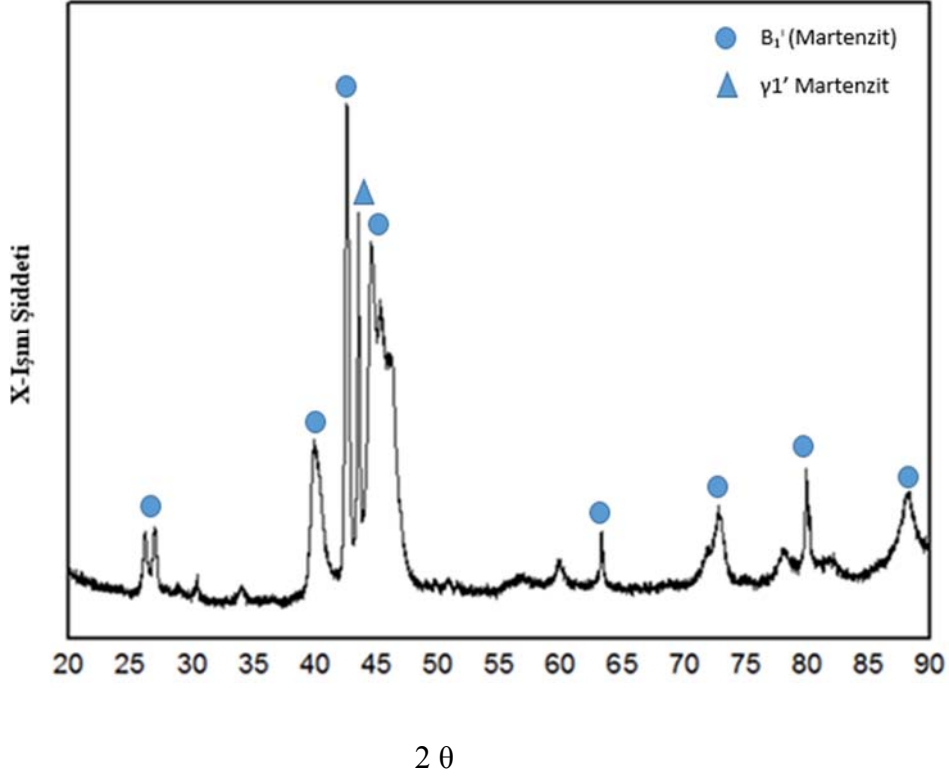
SEM incelemeleri, dönen diskle temas halinde katılan şeridin disk tarafı ile hava tarafındaki mikroyapının farklı olduğunu ortaya koymuştur. Disk tarafından hava tarafına

doğru tane yapısının belirgin şekilde incelendiği gözlenmiştir. Öztürk vd. yaptıkları bir çalışmada Cu-Sn alaşımını su jeti soğutmalı döner disk atomizasyonu yöntemiyle hızlı katılaştırarak şerit şeklinde üretmiş ve benzer sonuçlar elde etmişlerdir. Bunun sebebi olarak ise sıvı alaşımın soğuk disk ile temas ettiğinde ısının disk ile şerit arasında hızla dağılmasını ve bunun sonucu olarak da çok ince taneli yapıların elde edildiğini bildirmişlerdir [120].

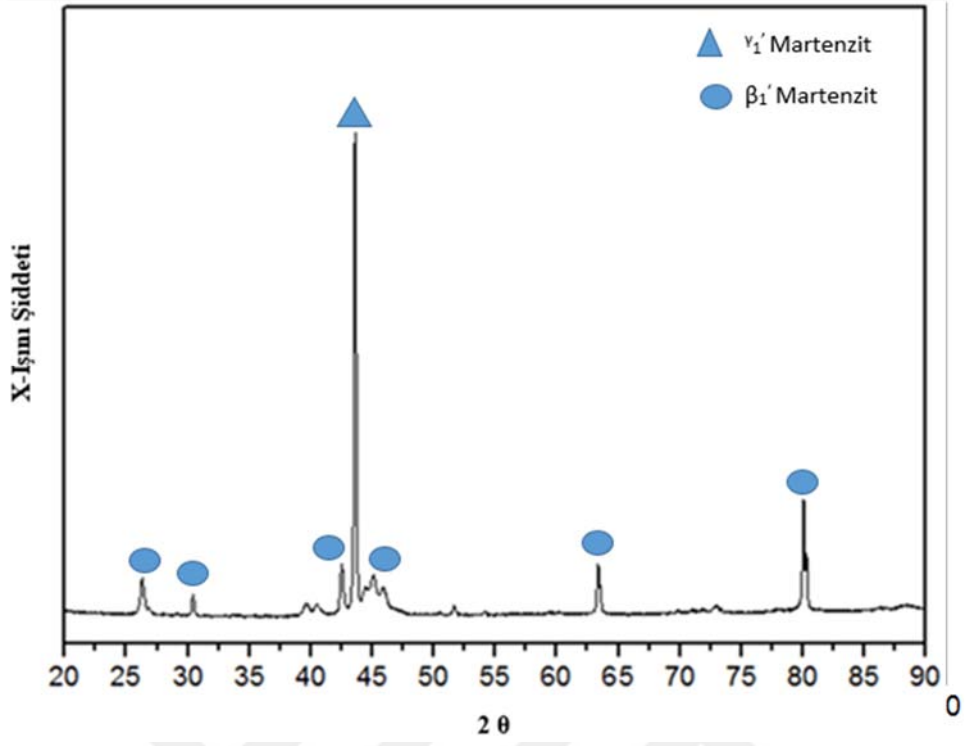
XRD analizleri yardımıyla tespit edilen fazlar literatürde yapılan çalışmalar esas alınarak SEM fotoğrafları üzerinde gösterilmiştir. Martenzit yapılar farklı tanelerde farklı yönelimlere sahiptirler. CAM 1-4 alaşımları tamamen martenzitten oluşmaktadır ki, bu da hızlı katılaştırma sonrasında östenitin tamamen martenzite dönuştüğünü göstermekte olup, benzer sonuçlar Mallik ve diğerlerinin döküm tekniğiyle ve sonrasında hızlı soğutarak ürettikleri CuAlMn alaşımlarında da gözlenmiştir [110, 111]. Diğer alaşımlarda mikroyapının tamamen martenzitten oluşmadığı ve yapıda hızlı katılaştırma sonucu dönüşmeden kalan östenit fazı da gözlenmiştir. Kalıntı östenitin varlığı diğer araştırmacılar tarafından da bildirilmiştir [59, 113].



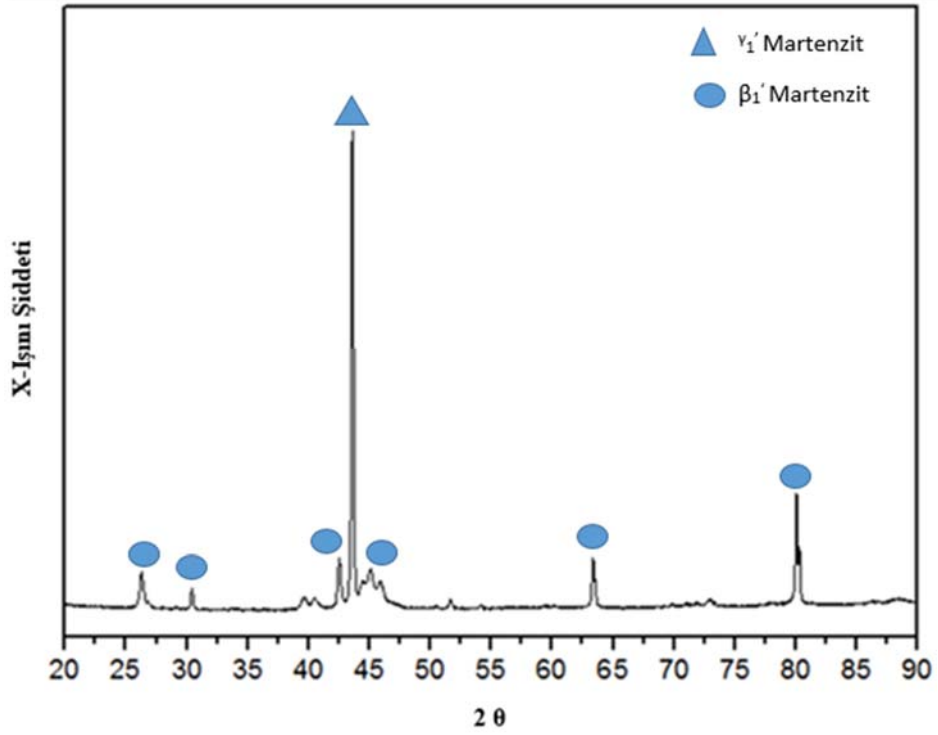
Şekil 47. CAM 1 alaşımının X-ışını difraksiyonu.



Şekil 48. CAM 2 alaşımının X-ışını difraksiyonu.

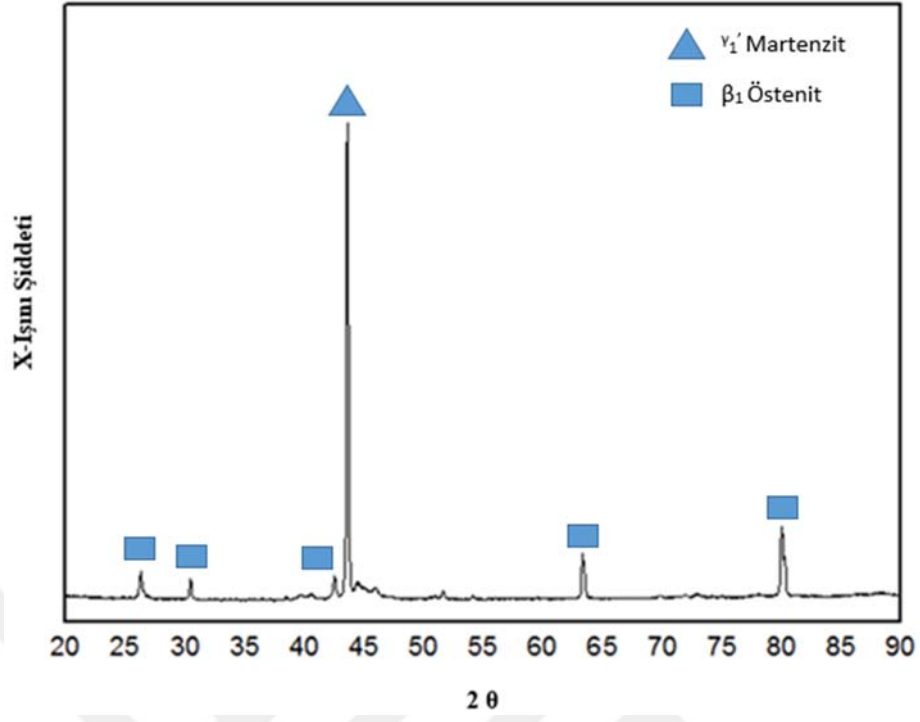


Şekil 49. CAM 3 alaşımının X-ışını difraksiyonu.

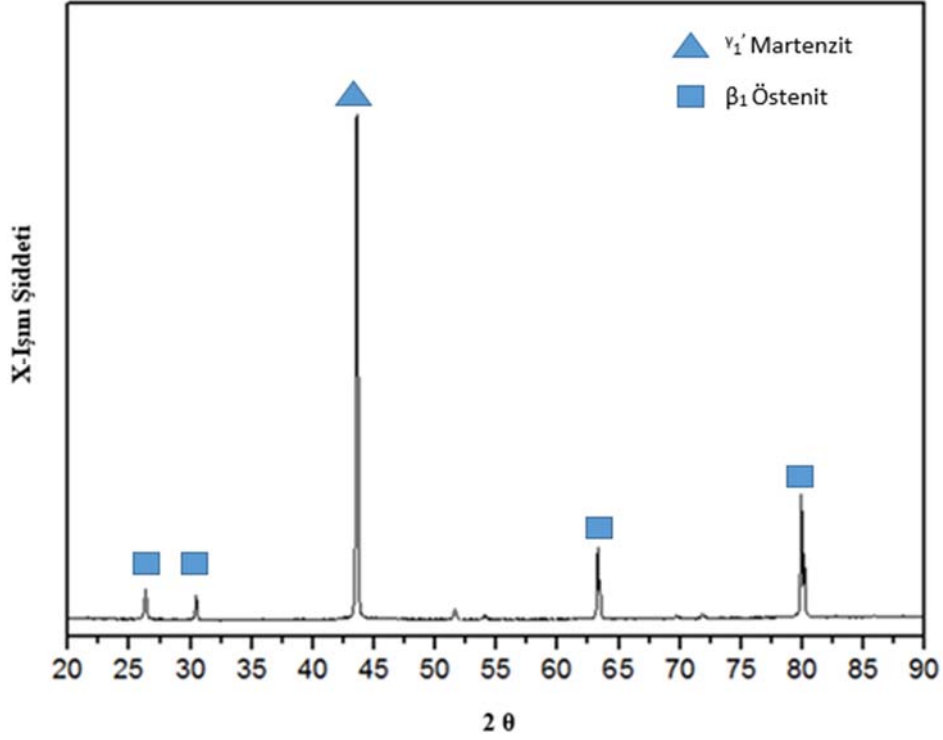


Şekil 50. CAM 4 alaşımının X-ışını difraksiyonu.

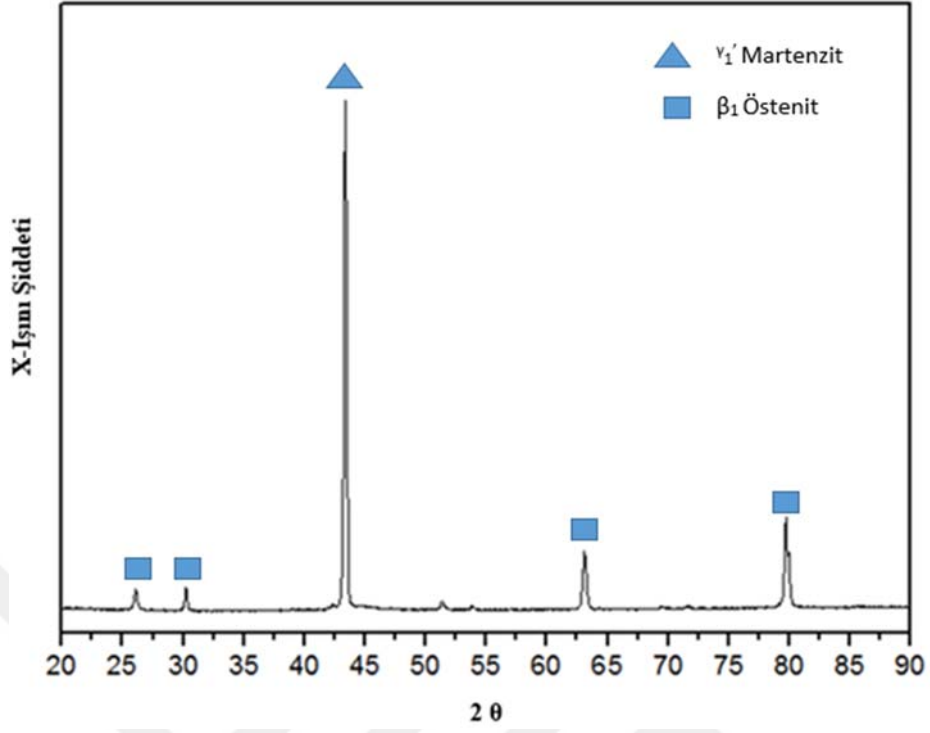




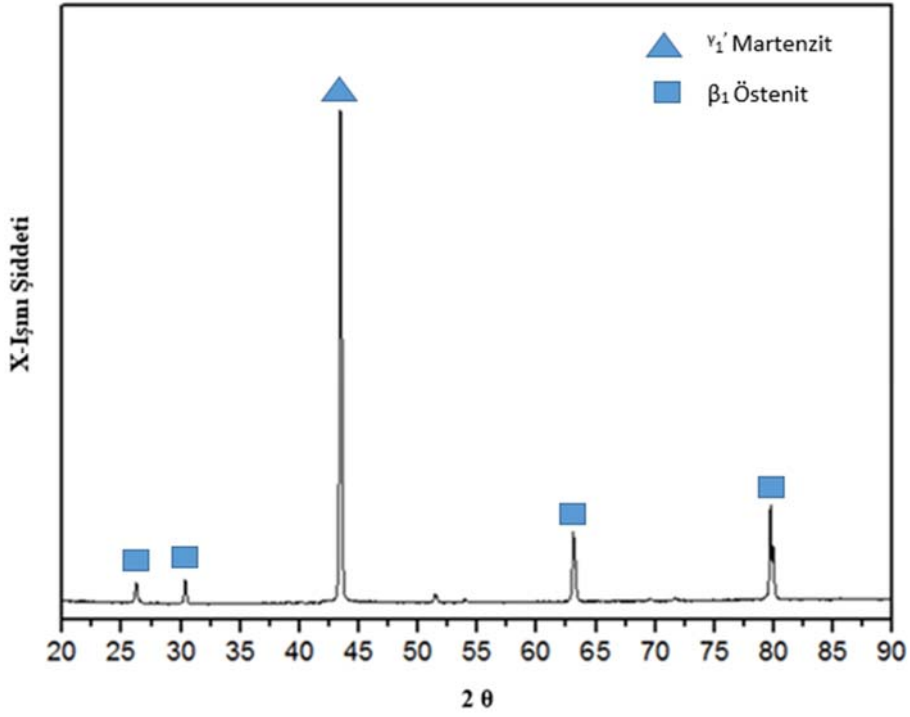
Şekil 51. CAM 5 alaşımının X-ışını difraksiyonu.



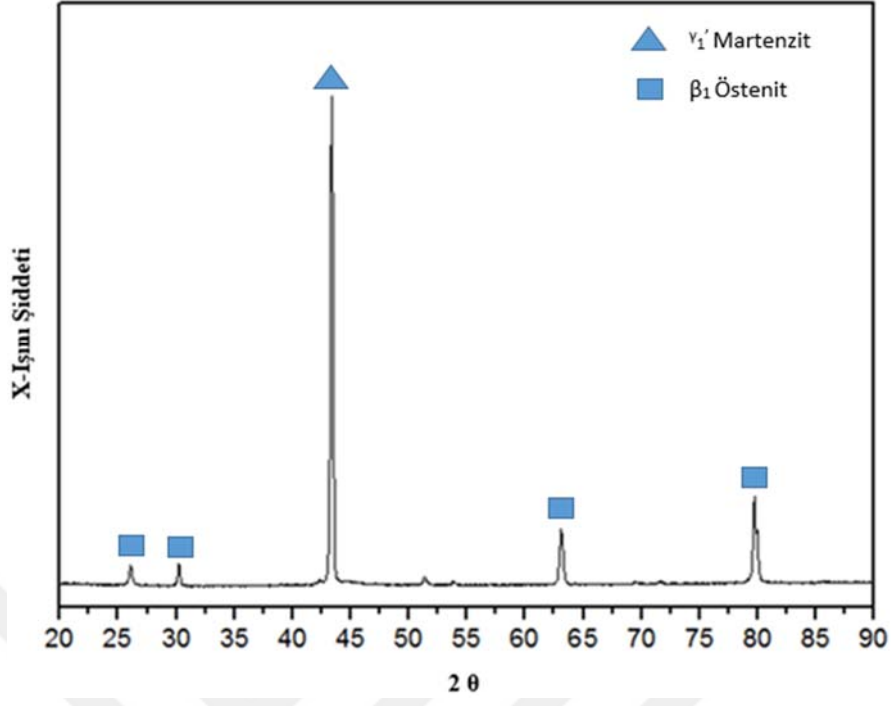
Şekil 52. CAM 7 alaşımının X-ışını difraksiyonu.



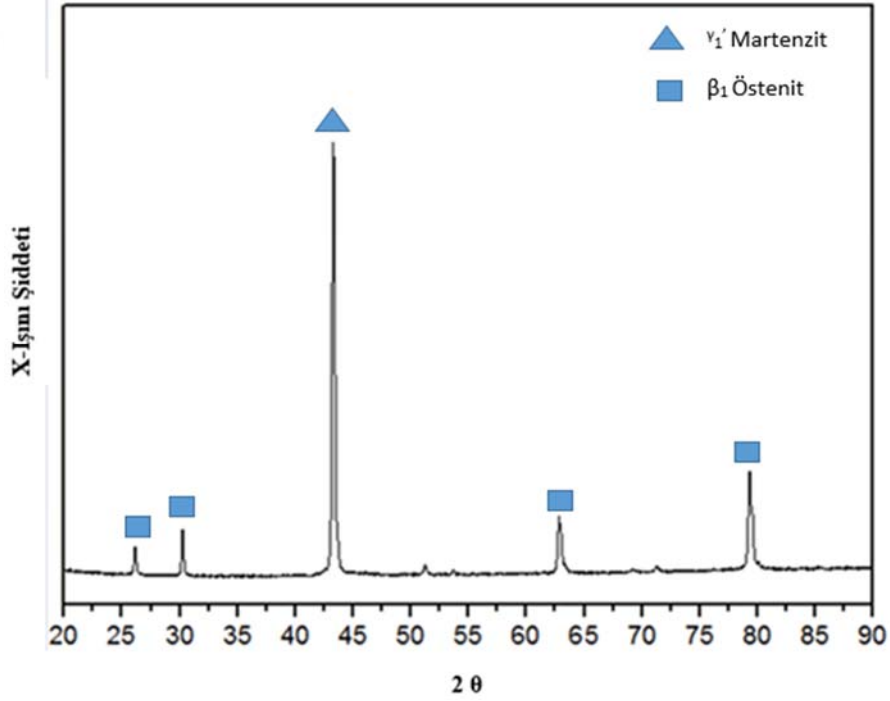
Şekil 53. CAM 8 alaşımının X-ışını difraksiyonu.



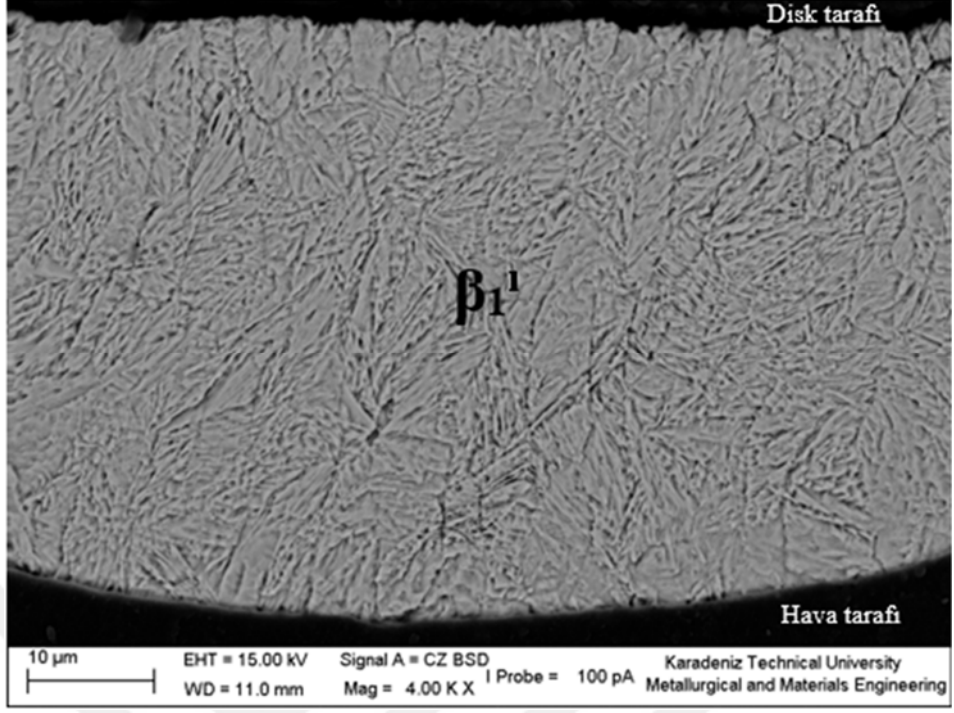
Şekil 54. CAM 9 alaşımının X-ışını difraksiyonu.



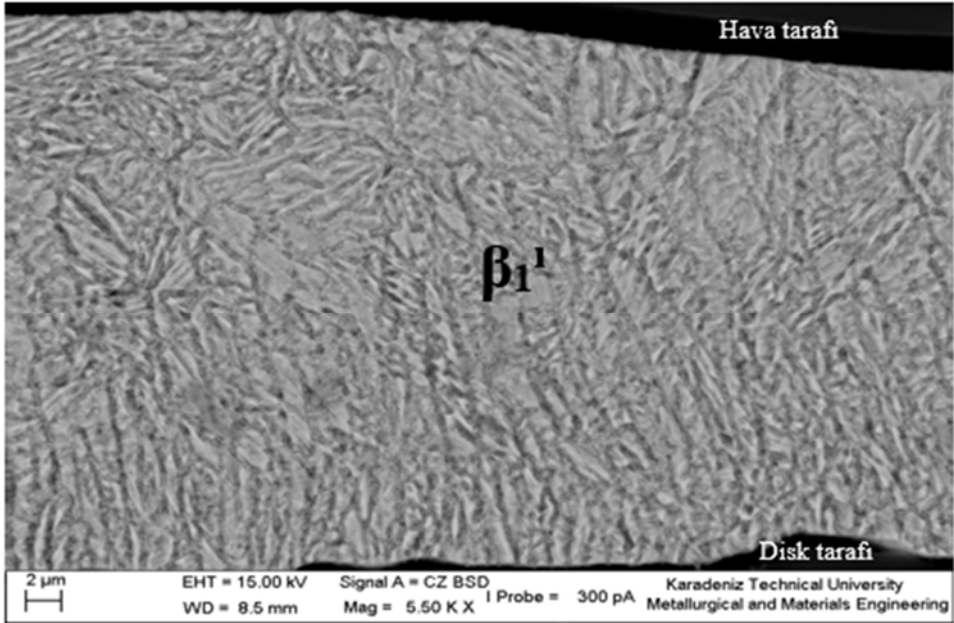
Şekil 55. CAM 11 alaşımının X-ışını difraksiyonu.



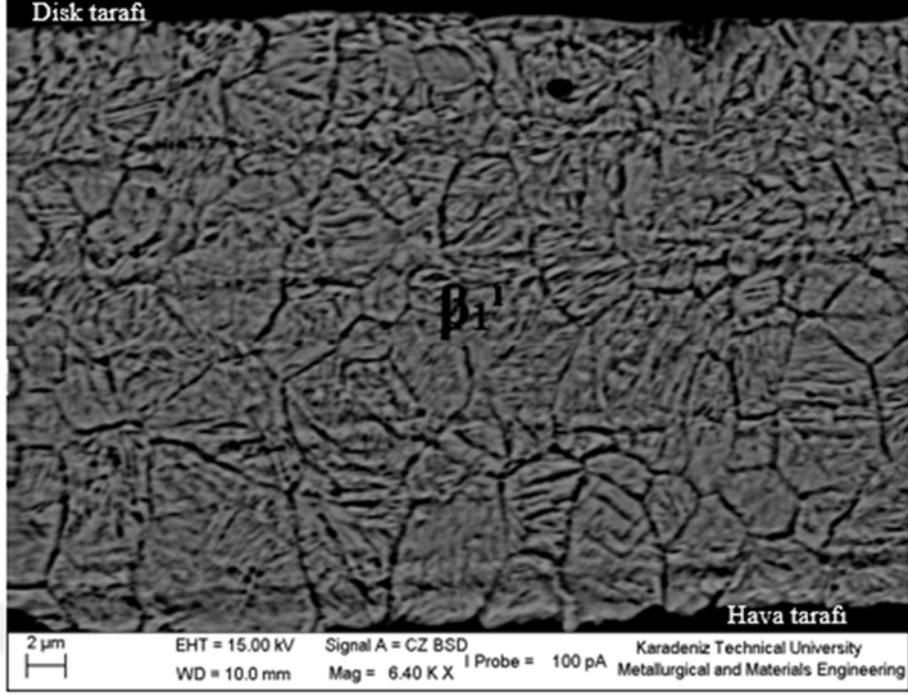
Şekil 56. CAM 14 alaşımının X-ışını difraksiyonu.



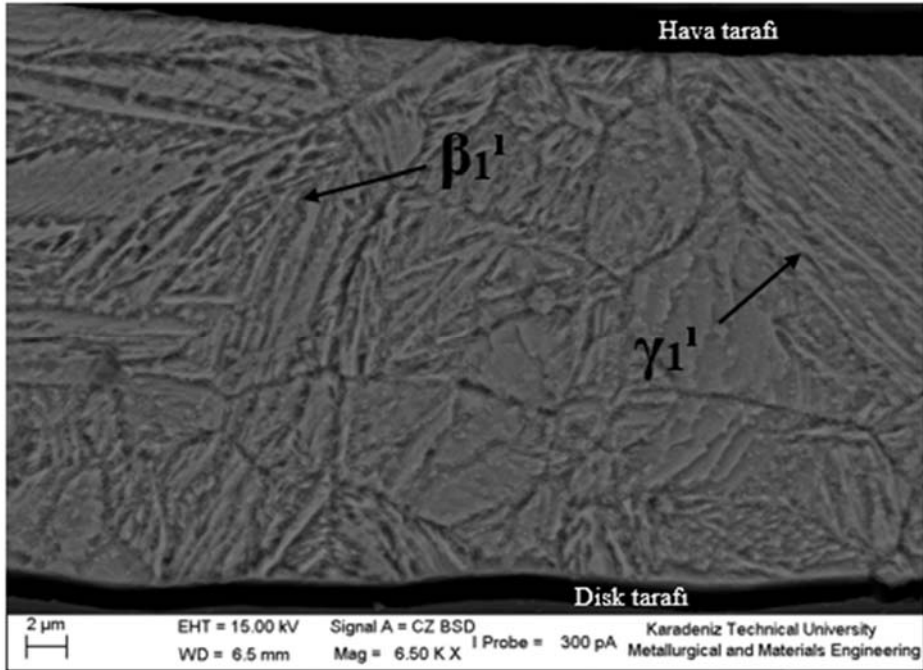
Şekil 57. CAM 1 alaşımı şeritinin kesitinin elde edilen mikroyapı görüntüsü.



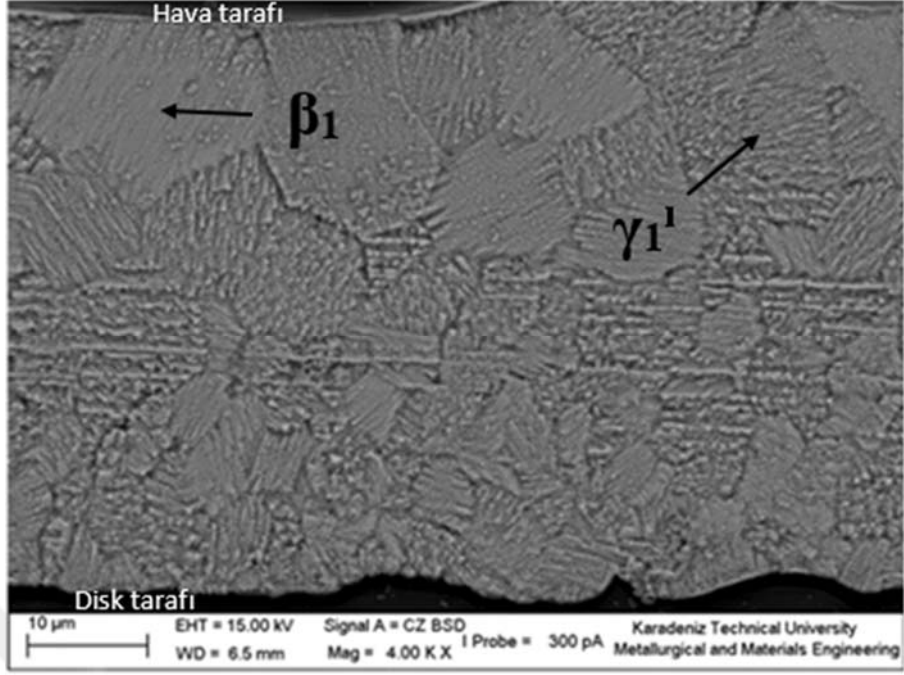
Şekil 58. CAM 2 alaşımı şeritinin kesitinin elde edilen mikroyapı görüntüsü.



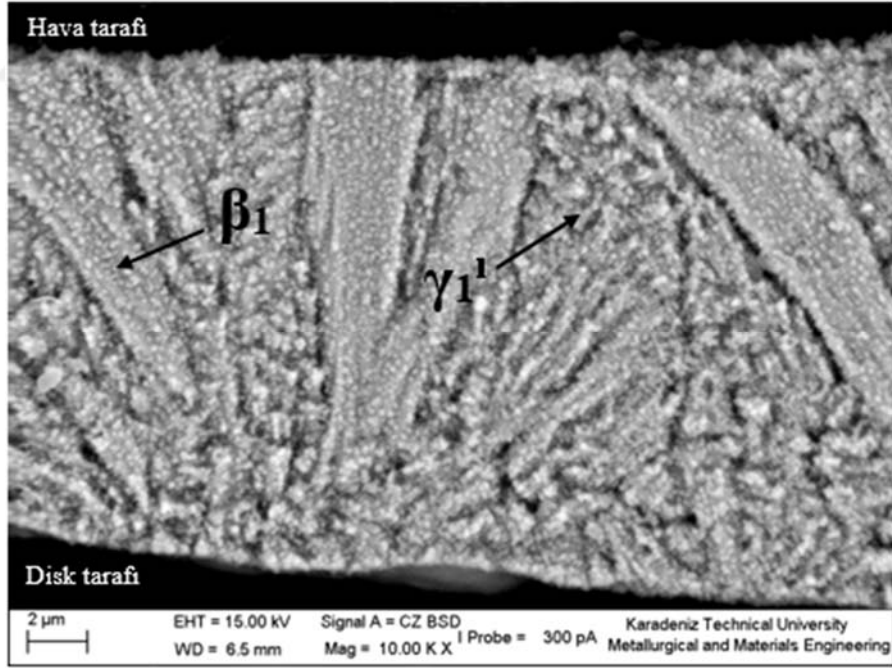
Şekil 59. CAM 3 alaşımı şeritinin kesitinin elde edilen mikroyapı görüntüsü.



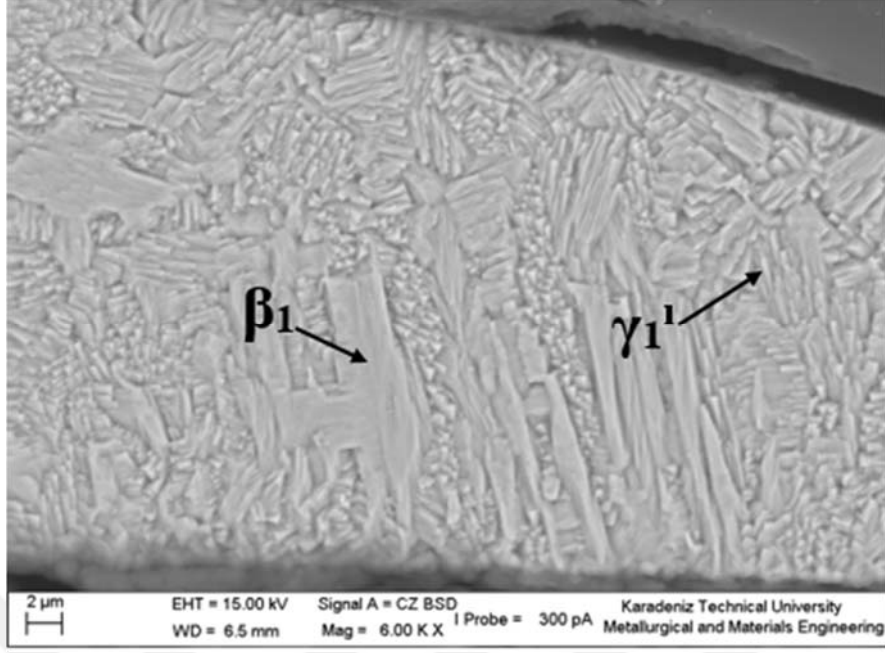
Şekil 60. CAM 4 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.



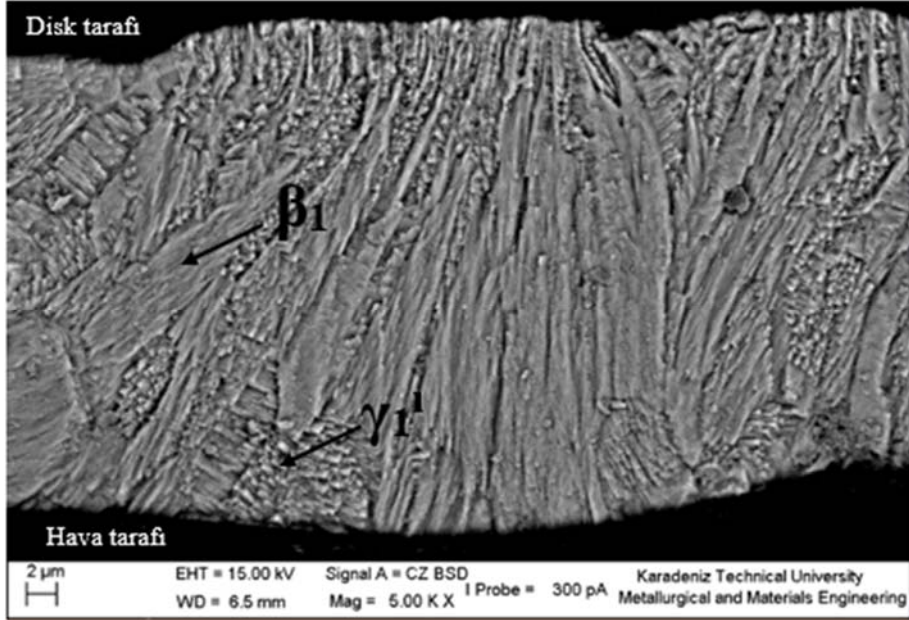
Şekil 61. CAM 7 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.



Şekil 62. CAM 8 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.

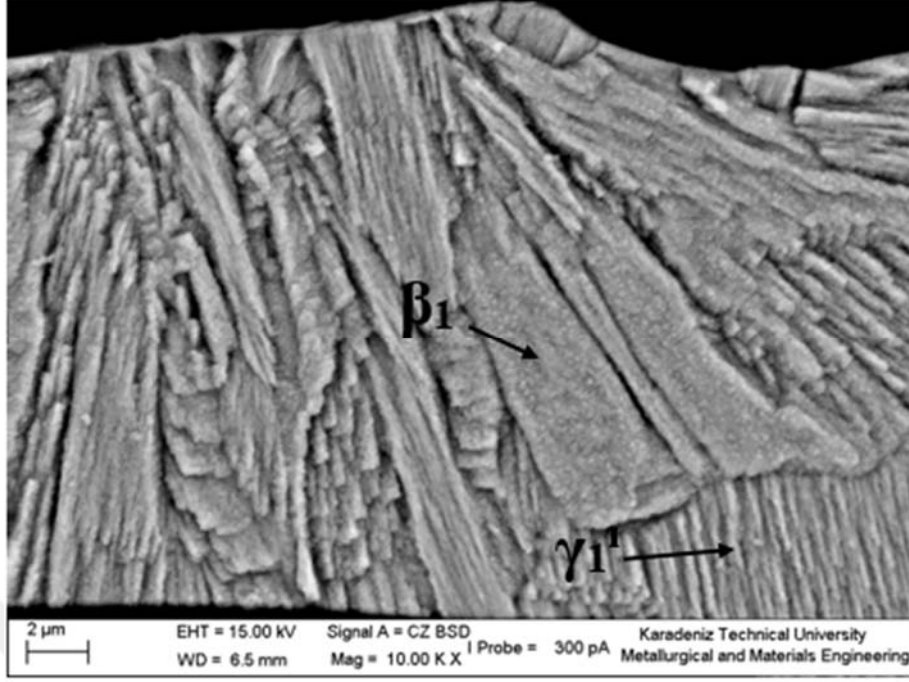


Şekil 63. CAM 9 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.



Şekil 64. CAM 11 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.





Şekil 65. CAM 14 alaşımı şeritinin kesitinden elde edilen mikroyapı görüntüsü.

### 3.4. Üretilen Şeritlerin Termal Davranışlarının Belirlenmesi

Kalorimetrik ölçümler, melt spinning yöntemiyle hızlı katılaştırılmış CuAlMn esaslı şeritlerde östenitik – martenzitik ya da martenzitik – östenitik dönüşüm olup olmadığını ortaya koymak için gerçekleştirilmiştir. Şekil 66-74, – 20 ile 400 °C sıcaklık aralığında hızlı katılaştırılmış şeritlerin DSC grafiklerini göstermektedir. Bu eğrilerden, CAM 1, CAM 2, CAM 3 ve CAM 4 alaşımları için martenzitik – östenitik dönüşümün yanısıra östenitik – martenzitik dönüşümde açıkça görülmektedir. Bu durum üretilen şeritlerin iki yönlü şekil bellek yeteneği bulunduğunu teyid etmektedir. Aktüatörlerde iki yönlü şekil bellek alaşımların tercih ediliyor olması üretilen bu şeritlerin önemini ortaya koymaktadır. CAM 7–14 alaşımlarında ise martenzitik – östenitik dönüşüm görülmesine rağmen östenitik – martenzitik ters dönüşümü görülmemiş olup, bu durum bize elde edilen alaşımların tek yönlü şekil bellek yeteneğine sahip olduğunu göstermektedir. Üretilen şeritler arasında bu yönde bir farklılık görülmesinin temel sebebinin yapı içerisinde oluşan farklı morfolojiye sahip martenzitik fazlar olduğu düşünülmektedir. Yapılan SEM ve XRD analizlerinden de görüldüğü üzere, CAM 1–4 alaşımları için  $\beta_1'$  martenzit ana faz iken, CAM 5–14 alaşımları için ise  $\gamma_1'$  martenzit ana faz olarak tespit edilmiştir. Cu-Al ikili alaşımlarında HMK yapıdaki  $\beta$  fazı hızlı soğutmayla martenzitik bir dönüşüm sergilemektedir. Mn elementinin bu sisteme



eklenmesiyle HMK fazı stabilize olur ve  $\beta$  faz bölgesi genişler. Al ve Mn miktarına bağlı olarak  $\beta_1'$  tipi ya da  $\gamma_1'$  tipi martenzit oluşur.  $\beta_1'$  martenzitte kristal düzlemleri uzun periyotlu AB CB CA CA BA BC BC AC AB dizilimine sahip iken,  $\gamma_1'$  martenzit kısa periyotlu AB AB AB dizilimine sahiptir [113]. Düşük mangan miktarlarında  $\beta_1'$  martenzit dominant iken, yüksek miktarlarda ise  $\gamma_1'$  martenzit gözlenir. Literatürde,  $\beta_1'$  martenzitin miktarı arttıkça şekil hafıza özelliğinin o derece iyileştiği ve iki yönlü olduğu bildirilmiştir.  $\beta_1'$  fazında görülen süperelastisitenin iki yönlü şekil bellek özelliğinin oluşmasında etkili olduğu belirtilmiştir [42].

Üretilen şeritlerin martenzit-östenit dönüşüm ( $A_{maks}$ ) ve östenit-martenzit ters dönüşüm ( $M_{maks}$ ) piklerinin tepe noktaları elde edilen DSC analizleri üzerinden tespit edilip, yaklaşık olarak belirlenen değerler için Tablo 5’de verilmiştir. Bu sıcaklıklar arasında belirgin farklılıklar gözlenmiştir. Alaşım elementi miktarlarının bu duruma sebep olduğu düşünülmektedir. Bu çalışmada alüminyum miktarının sabit tutulduğu düşünülecek olursa bakır elementindeki azalış ve buna bağlı olarak mangan miktarındaki artışla dönüşüm sıcaklıklarında düşüş tespit edilmiştir. Dönüşüm sıcaklıklarının mangan miktarıyla değişimi Şekil 75-76’da verilmiştir. Benzer davranış diğer araştırmacılar tarafından bildirilmiştir [110, 111].

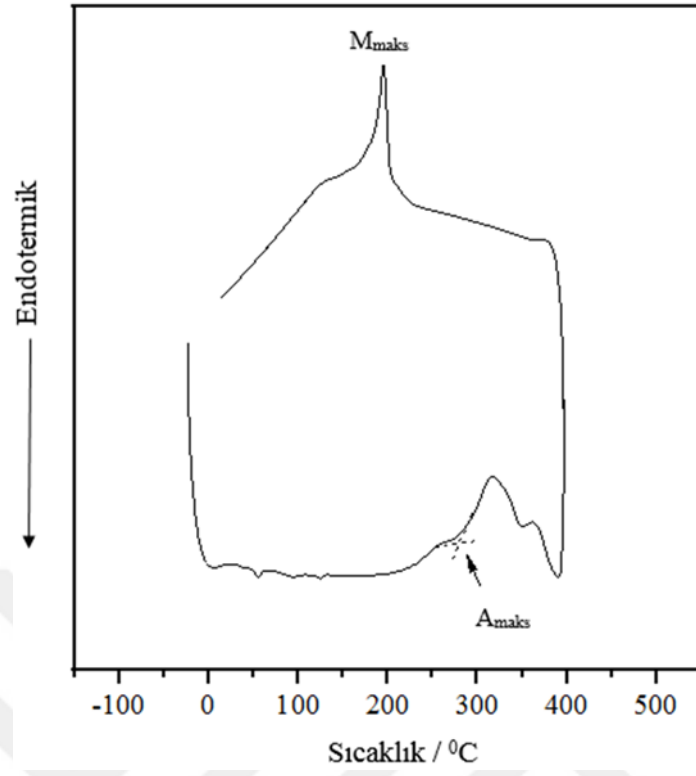
Ayrıca, üretilen şeritlerin manyetik faz dönüşümleri de DSC kullanılarak ölçülmüştür. Analizler neticesinde elde edilen piklerin tepe noktaları yaklaşık olarak belirlenmiş olup, Tablo 5’de sunulmuştur. Yapılan VSM analizlerinden CAM 1–4 alaşımlarının manyetik özelliklere sahip olduğu bilinsede çok zayıf olduğu için manyetik dönüşümler DSC eğrileri üzerinden gösterilememiştir. CAM 7–14 alaşımlarında ferromanyetik–paramanyetik ( $T_{fp}$ ) dönüşümün yanısıra soğuma esnasında paramanyetik–ferromanyetik ( $T_{pf}$ ) dönüşüm de gözlenmiştir. Bu netice bize manyetik bellek etkisinin olduğunu göstermektedir [113]. Şekil 77-78’de mangan elementiyle dönüşüm sıcaklıklarının değişimi sunulmuştur. Mangan miktarının artmasıyla dönüşüm sıcaklıklarında artış gözlenmiş olup, bu durum literatürde manyetik özelliğe sahip  $Cu_2AlMn$  Heuslar bileşiminin yapıda artmasıyla açıklanmıştır [113].

Öte yandan, bu çalışmada melt spinning yöntemi kullanılarak üretilen şeritlerin DSC analizleri sonrası elde edilen faz dönüşümü piklerinin literatürde döküm yöntemiyle üretilip ısı işlem yapılarak elde edilen benzer kompozisyona sahip alaşımlara kıyasla nispeten daha geniş bir aralığa sahip olduğu tespit edilmiştir. Benzer durum Dutkiewicz, J. Vd.  $CuAlNi$  ve  $CuAlMn$  alaşımı şeritlerini melt spinning yöntemiyle üretilen martenzit dönüşüm

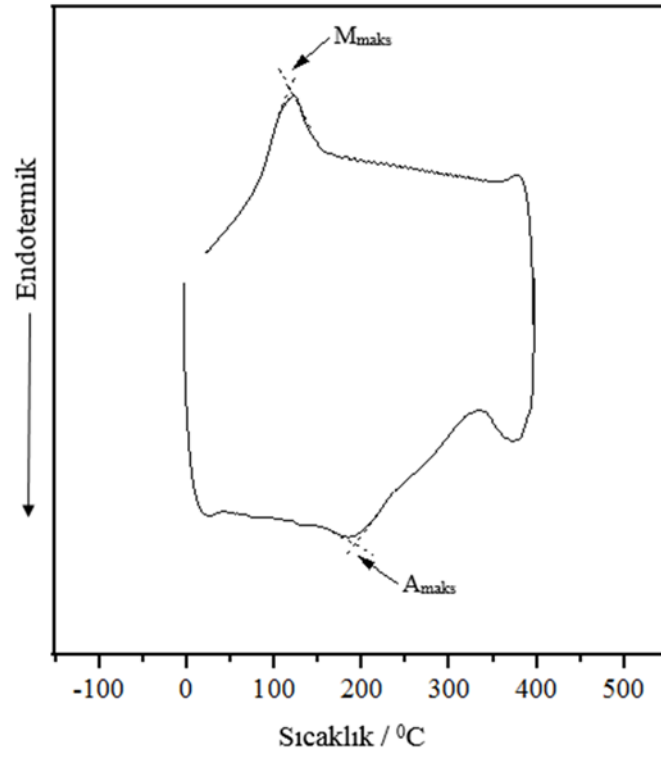
sıcaklıklarını inceledikleri çalışmada da gözlenmiştir. Aradaki bu farkı hızlı katılaştırma sonucu tane boyutunun küçülmesine ve kusur konsantrasyonunun artmasına bağlamışlardır [102].

Tablo 5. CuAlMn alaşımlarının faz dönüşüm sıcaklıkları.

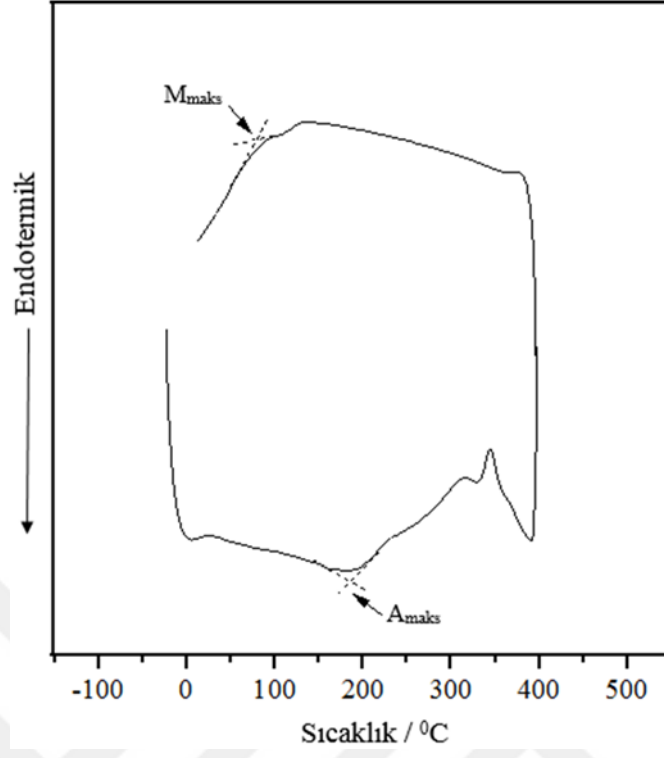
<b>Alaşım</b>	<b>A<sub>maks</sub> (°C)</b>	<b>M<sub>maks</sub> (°C)</b>	<b>T<sub>fp</sub> (°C)</b>	<b>T<sub>pf</sub> (°C)</b>
CAM 1	260	200	-	-
CAM 2	200	110	-	-
CAM 3	190	90	-	-
CAM 4	180	50	-	-
CAM 7	165	-	260	240
CAM 8	160	-	280	260
CAM 9	150	-	290	270
CAM 11	140	-	300	280
CAM 14	130	-	320	310



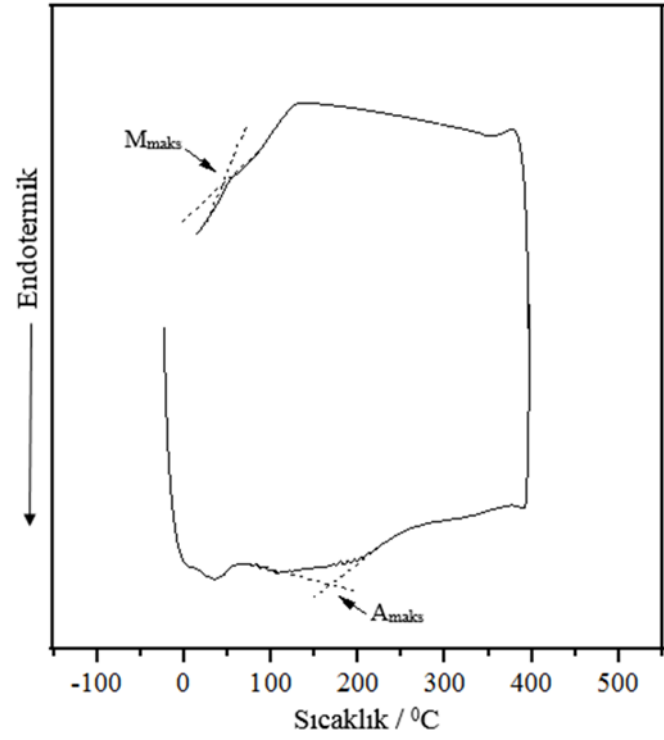
Şekil 66. CAM 1 alaşımının DSC eğrisi.



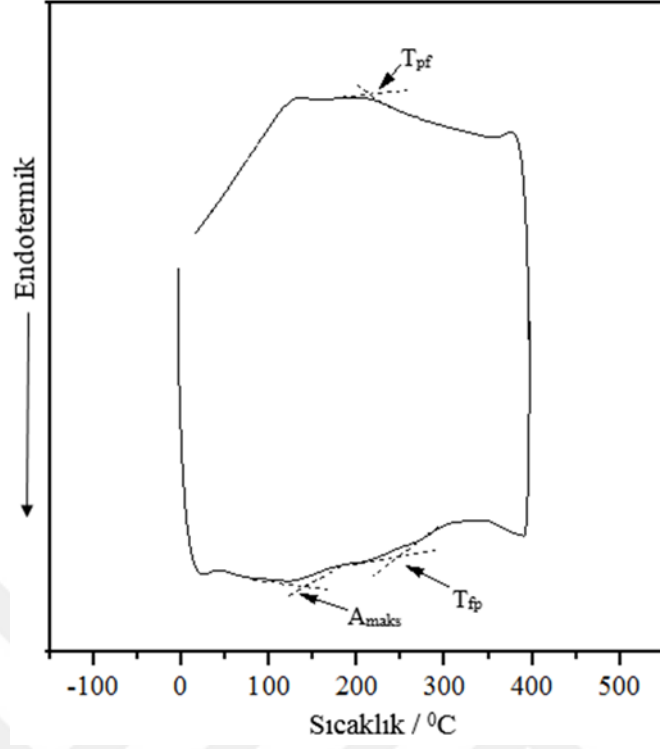
Şekil 67. CAM 2 alaşımının DSC eğrisi.



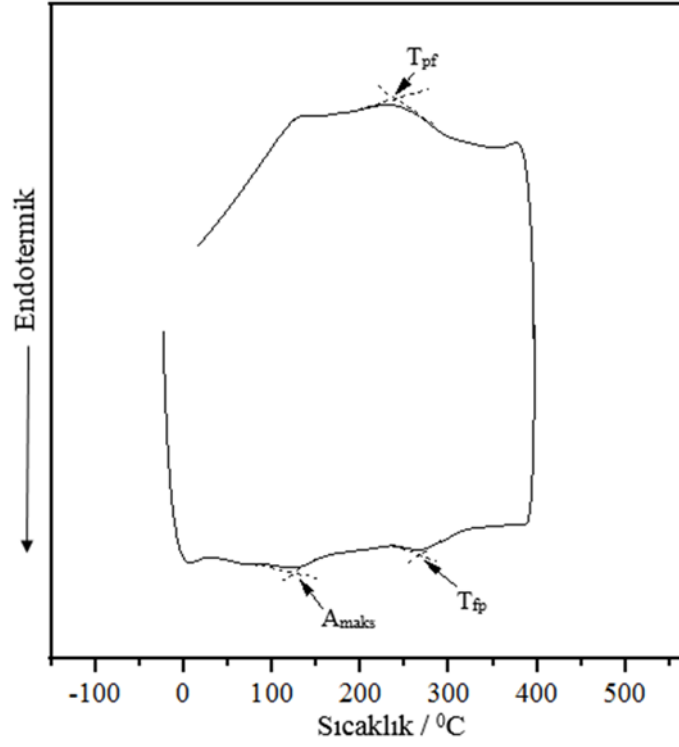
Şekil 68. CAM 3 alaşımının DSC eğrisi.



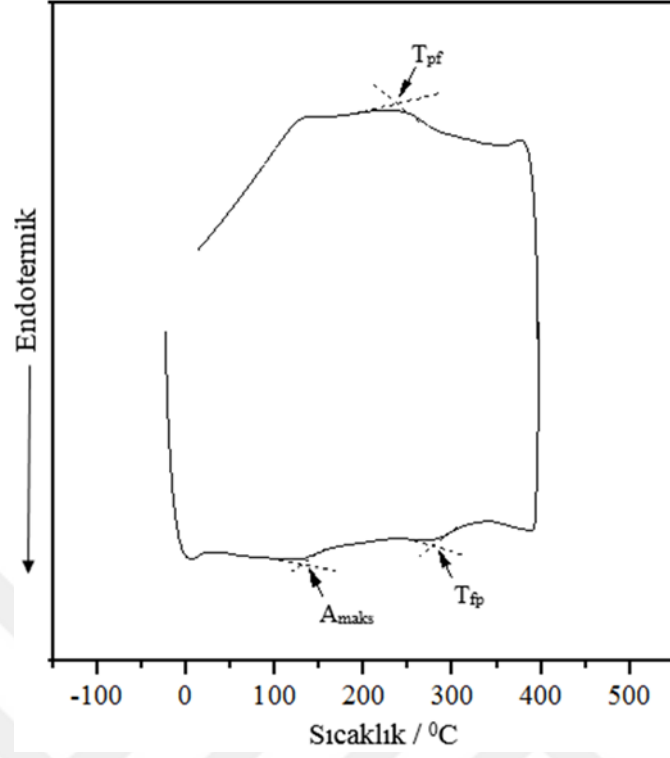
Şekil 69. CAM 4 alaşımının DSC eğrisi.



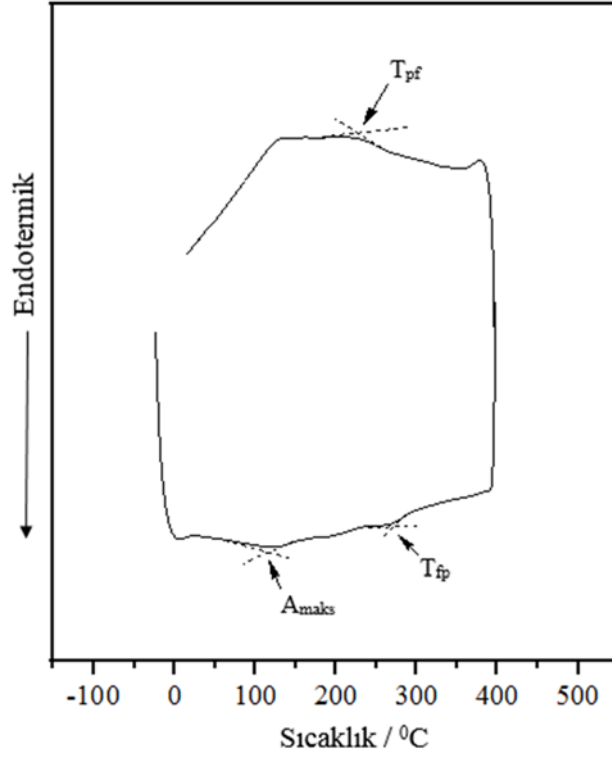
Şekil 70. CAM 7 alaşımının DSC eğrisi.



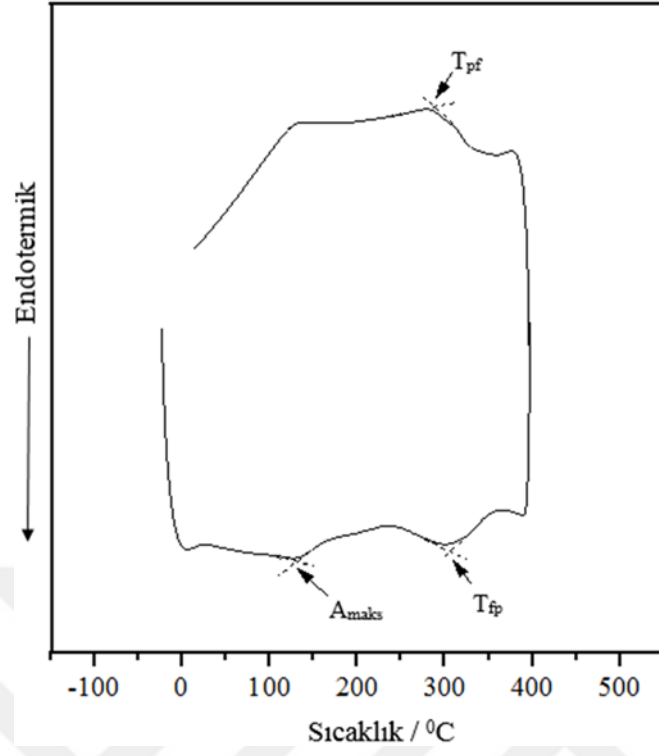
Şekil 71. CAM 8 alaşımının DSC eğrisi.



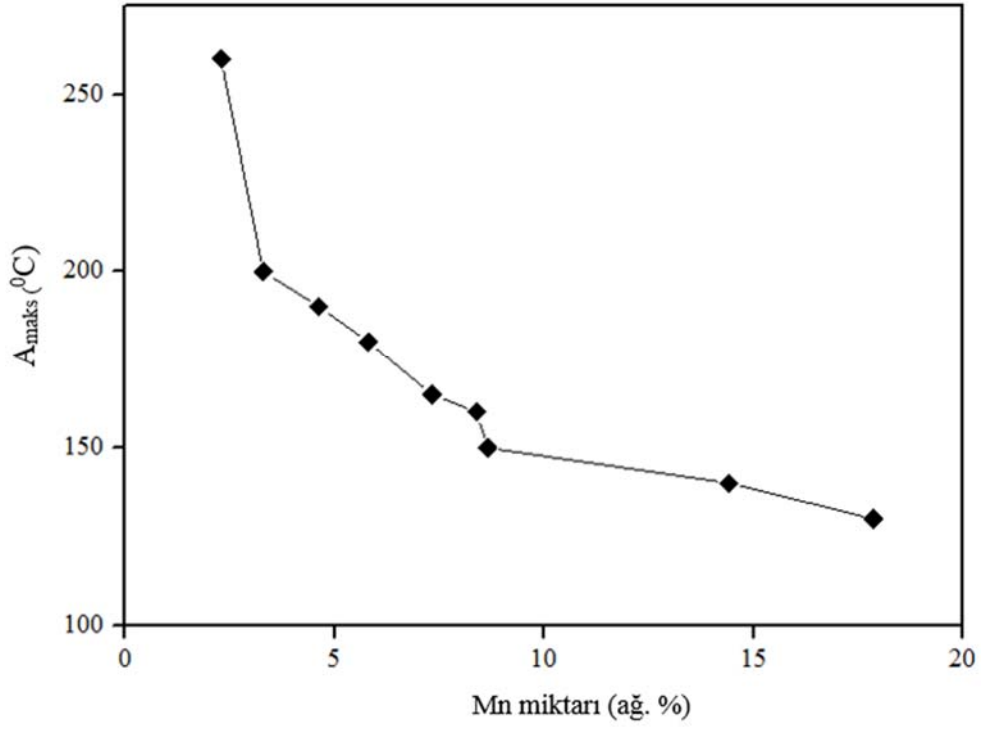
Şekil 72. CAM 9 alaşımının DSC eğrisi.



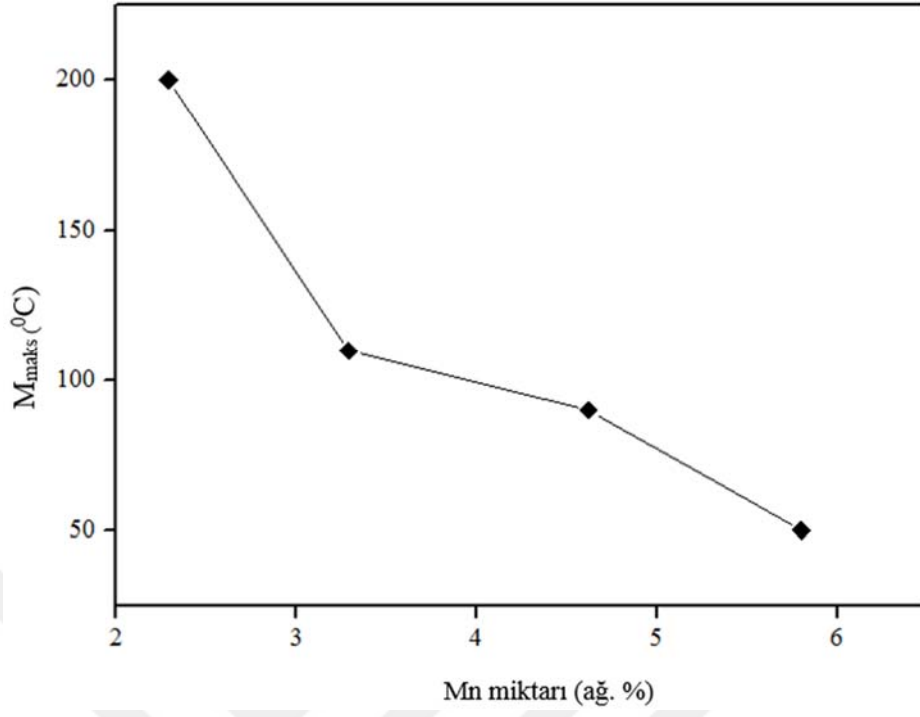
Şekil 73. CAM 11 alaşımının DSC eğrisi.



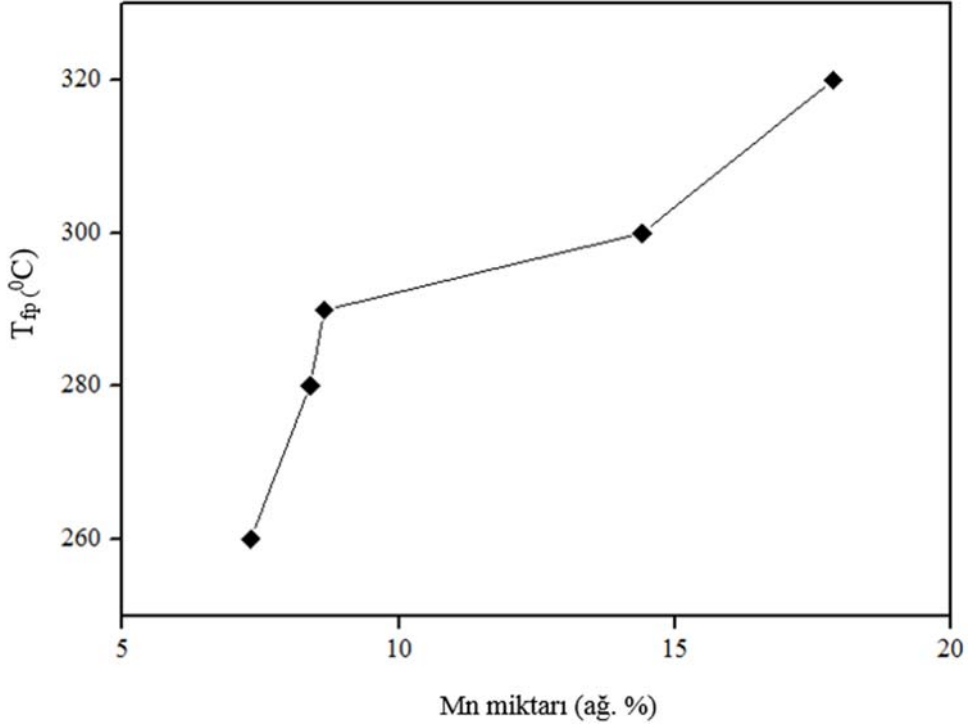
Şekil 74. CAM 14 alaşımının DSC eğrisi.



Şekil 75. Mn miktarıyla  $A_{maks}$  sıcaklığının değişimi.

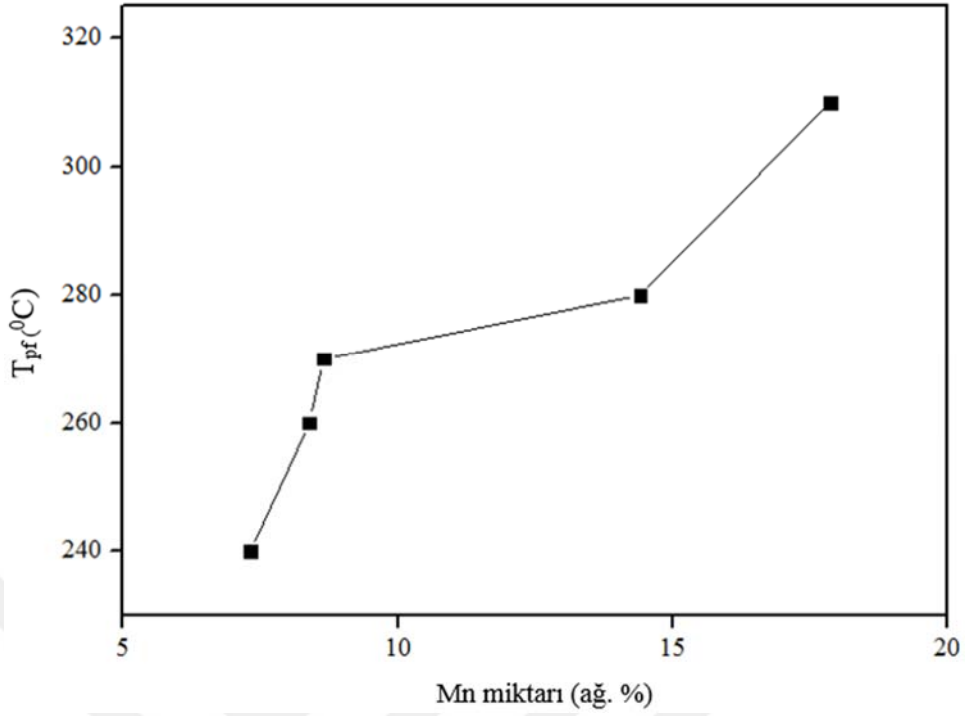


Şekil 76. Mn miktarıyla  $M_{maks}$  sıcaklığının değişimi.



Şekil 77. Mn miktarıyla  $T_{fp}$  sıcaklığının değişimi.





Şekil 78. Mn miktarıyla T<sub>pf</sub> sıcaklığının değişimi.

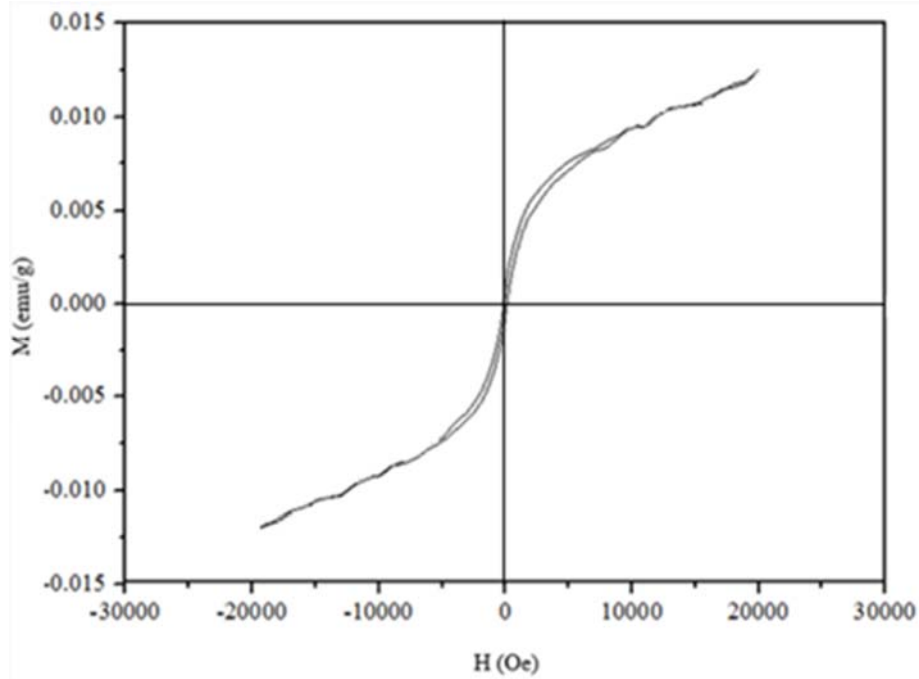
### 3.5. Üretilen Şeritlerin Manyetik Özelliklerinin Belirlenmesi

Melt spinning tekniği kullanılarak hızlı katılaştırılarak üretilen CAM 1-14 şeritlerinin manyetik özellikleri VSM cihazında -2 ile 2 T büyüklüğünde manyetik alan uygulanarak ölçülmüştür. Şekil 79-87' de uygulanan manyetik ölçümlerden elde edilen Manyetizasyon (M) - Manyetik alan şiddeti (H) eğrileri verilmiştir. Bu eğriler kullanılarak belirlenen saturasyon değerleri Tablo 6'da verilmiştir. Deneysel sonuçlar incelendiğinde şeritlerin saturasyon değerlerinin farklı olduğu gözlenmiştir. Bunun sebebinin Mn miktarı olduğu düşünülmektedir. Elde edilen saturasyon değerlerinin şeritlerin EDS analizi sonucunda belirlenen Mn oranlarıyla değişimi Şekil 88' de verilmiştir. Sonuçlardan açıkça görüldüğü üzere % 5 ya da daha az miktarda Mn ihtiva eden alaşımlarda manyetizasyonun çok zayıf olduğu fakat % 7 ve üzeri oranlarda artan mangan miktarıyla manyetizasyonun belirgin şekilde arttığı gözlenmiştir. Bu durum bize ferromanyetik şekil bellek uygulamaları için % 7 ve üzeri Mn miktarlarına sahip alaşımların uygun olduğunu göstermektedir. Üretilen şeritlerde Mn içeriğinin artmasıyla manyetik özelliğe sahip Cu<sub>2</sub>MnAl Heuslar bileşiminin artışının bu duruma sebep olduğu bilinmektedir. Bu alaşımın ferromanyetik davranışı

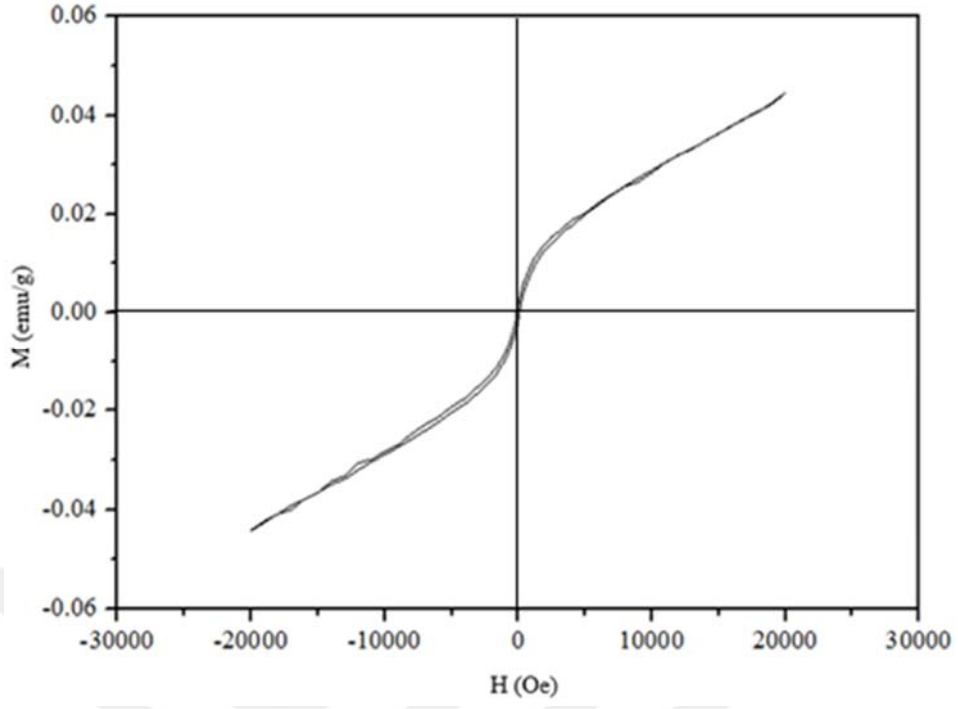
muhtemelen Mn-Mn etkileşimlerinden kaynaklanmaktadır. Bu, sadece Mn atomlarının manyetik bir momente sahip olması nedeniyle nötron kırınımı ile desteklenmektedir. Mn atomlarının bağıl yönüne bağlı olarak Mn-Mn etkileşimlerinin  $\text{Cu}_2\text{MnAl}$ 'de olduğu gibi ferromanyetik olabileceği veya MnO'da olduğu gibi antiferromanyetik ya da her ikisinin bir karışımı olduğu belirtilmektedir. Bu nedenle, bu alaşımların manyetik davranışının Mn atomları arasındaki mesafeye son derece duyarlı olduğu söylenmektedir [13].

Tablo 6. Şeritlerin saturasyon değerleri.

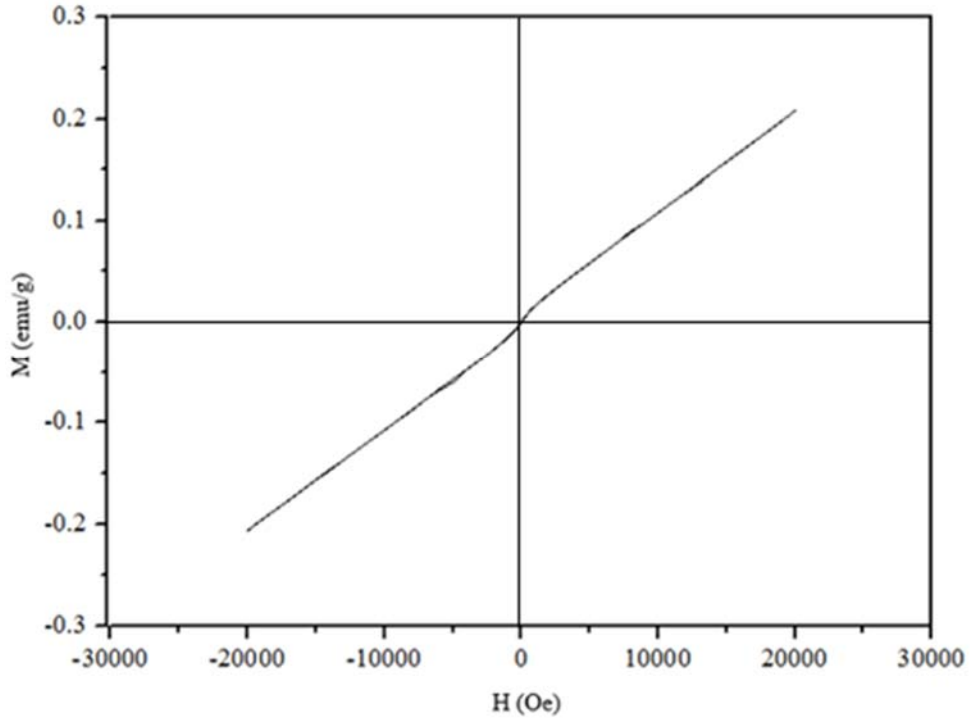
Alaşım	Saturasyon değeri (emu/g)
CAM 1	0.012
CAM 2	0.04
CAM 3	0.2
CAM 4	0.4
CAM 7	5.2
CAM 8	6.2
CAM 9	6.4
CAM 11	16
CAM 14	26



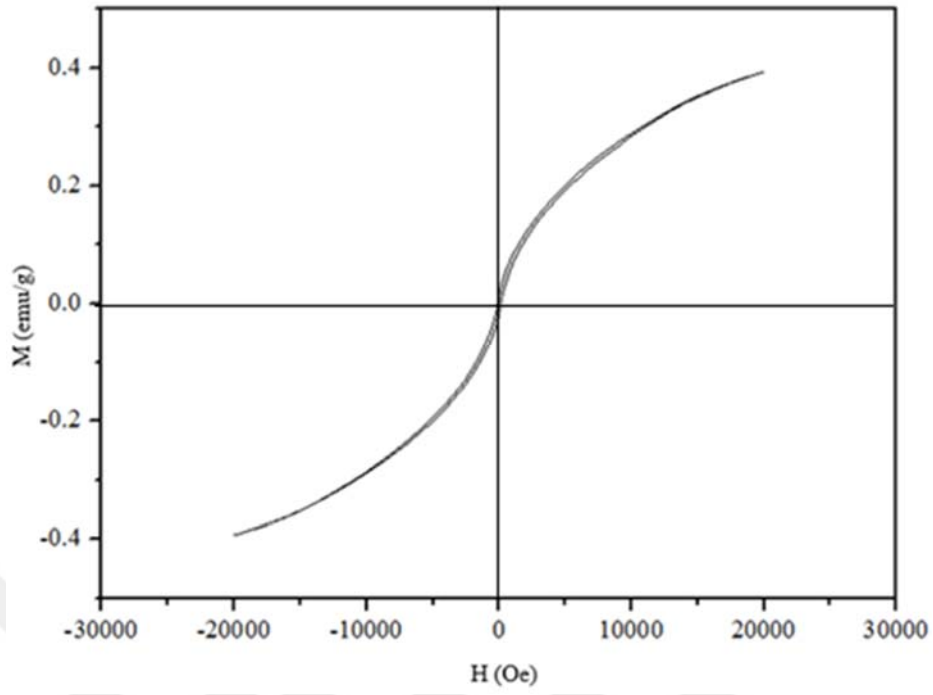
Şekil 79. CAM 1 alaşımının M-H eğrisi.



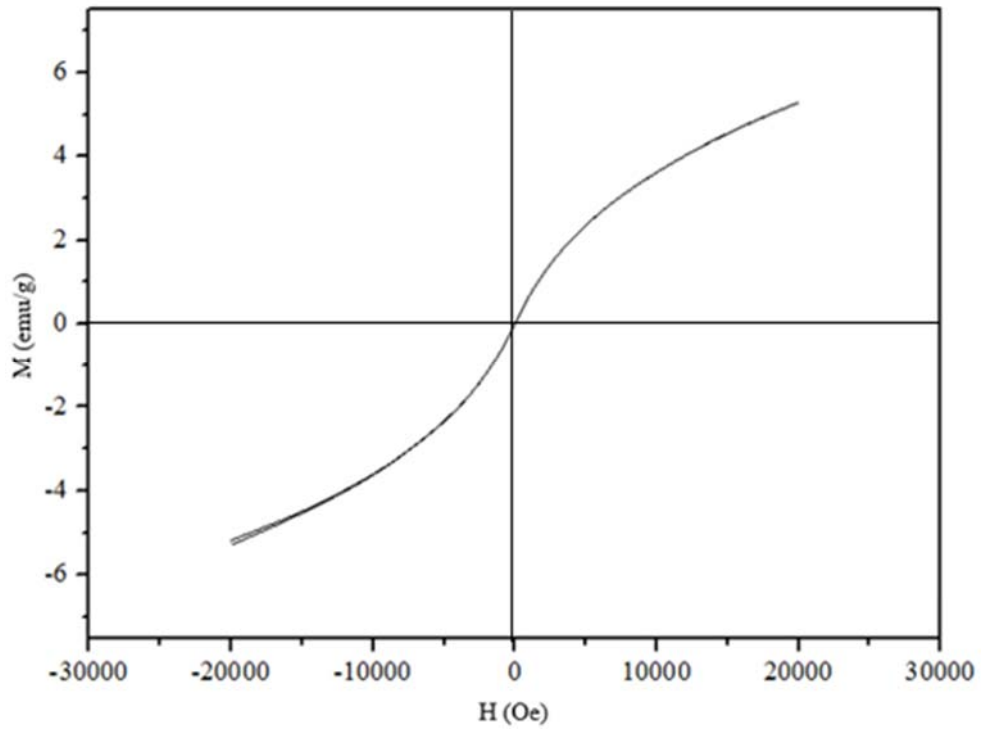
Şekil 80. CAM 2 alaşımının M-H eğrisi.



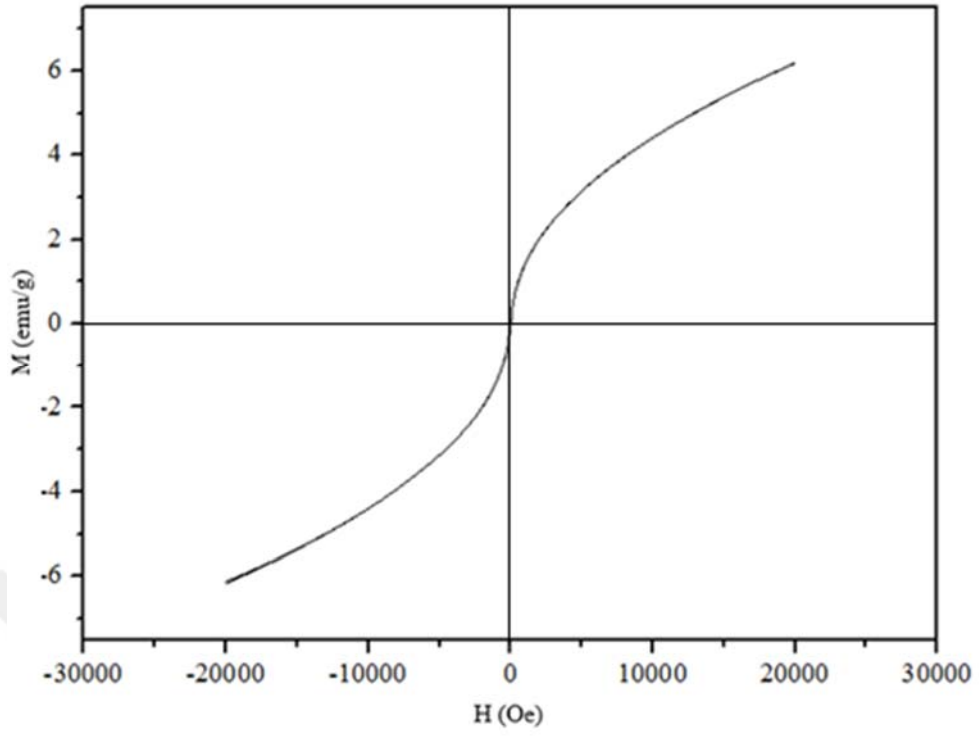
Şekil 81. CAM 3 alaşımının M-H eğrisi.



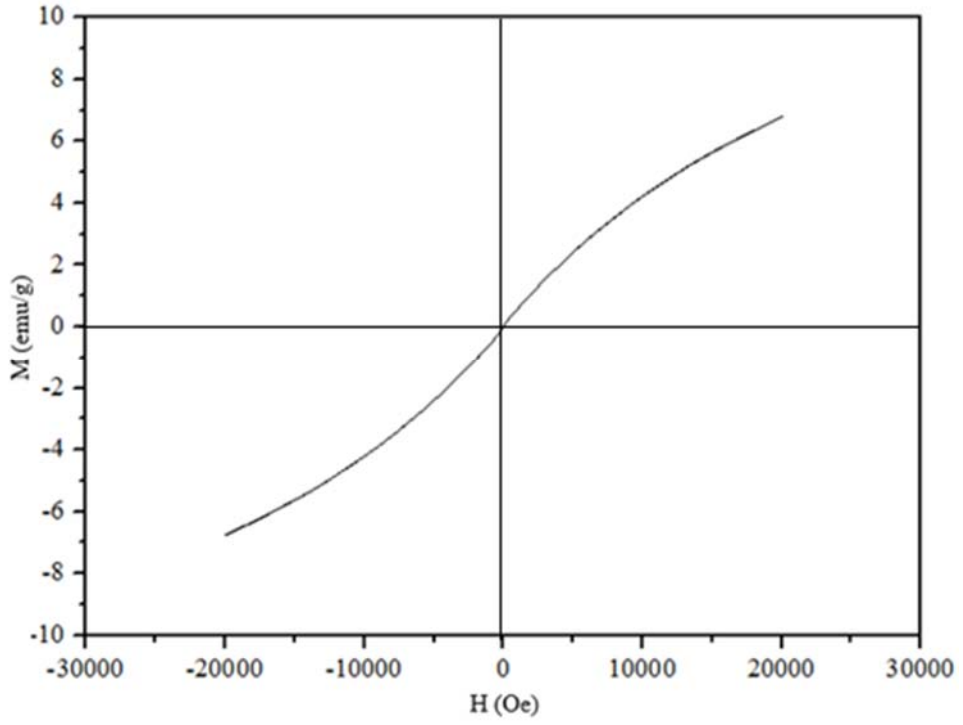
Şekil 82. CAM 4 alaşımının M-H eğrisi.



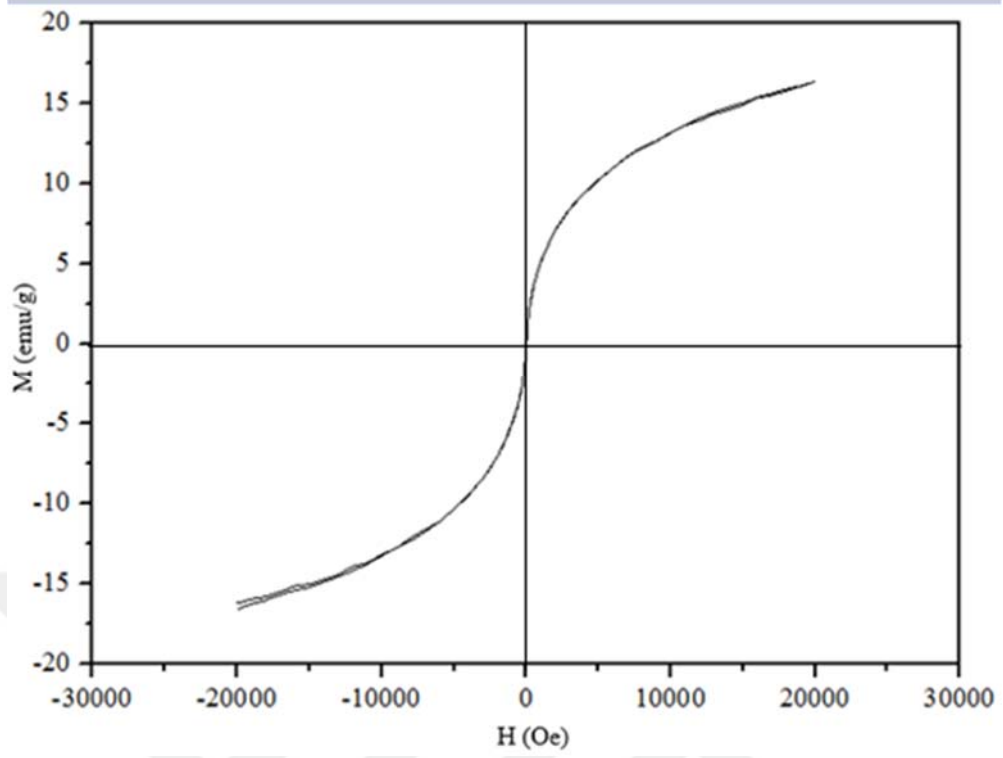
Şekil 83. CAM 7 alaşımının M-H eğrisi.



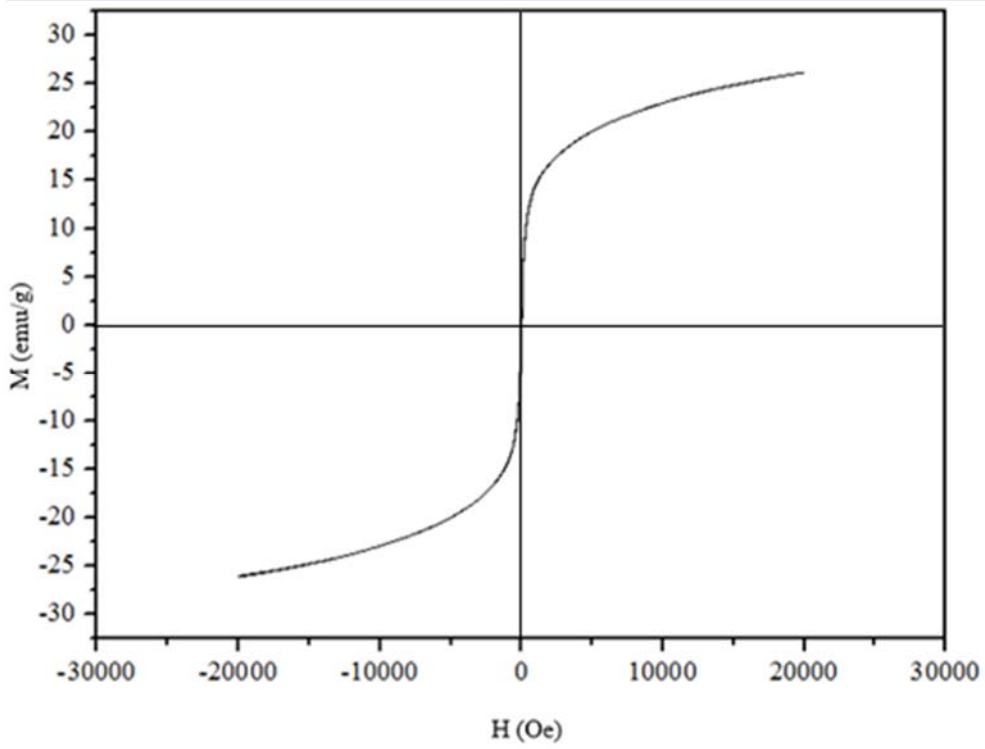
Şekil 84. CAM 8 alaşımının M-H eğrisi.



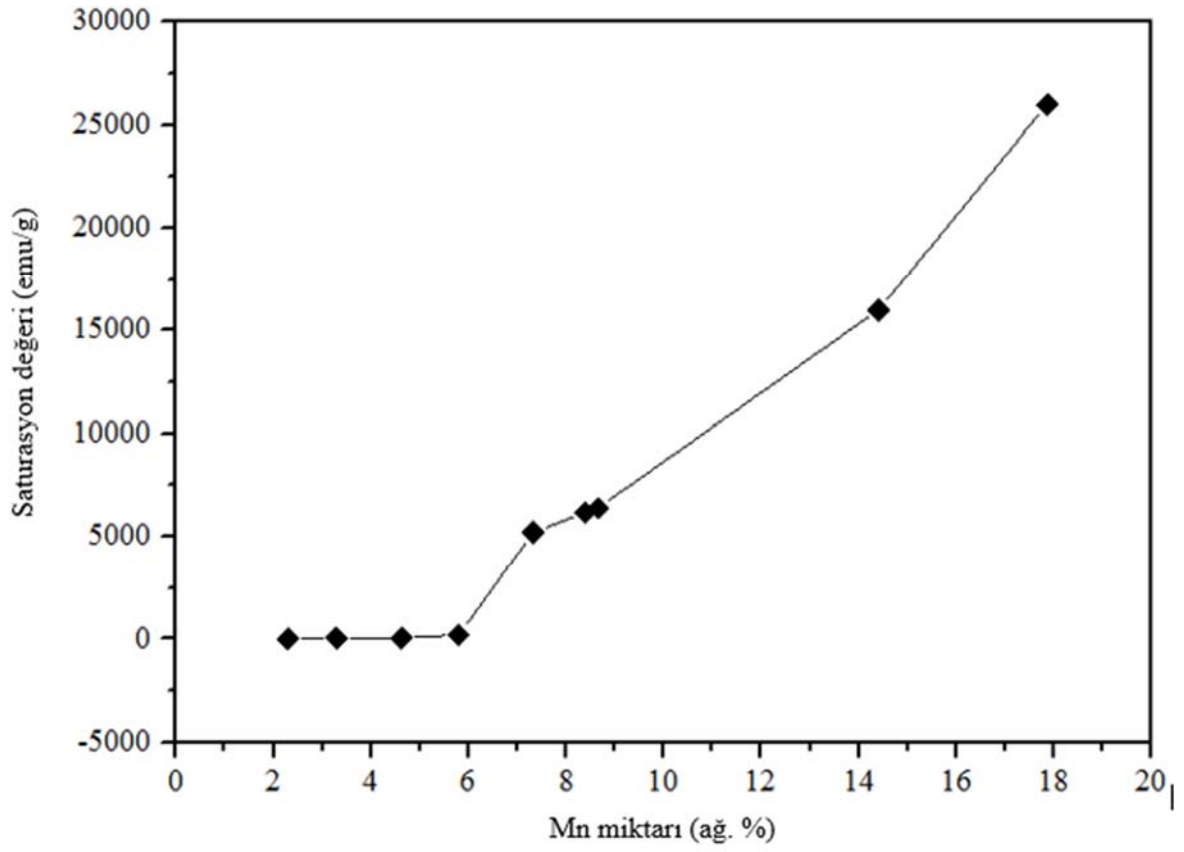
Şekil 85. CAM 9 alaşımının M-H eğrisi.



Şekil 86. CAM 11 alaşımının M-H eğrisi.



Şekil 87. CAM 14 alaşımının M-H eğrisi.



Şekil 88. Mn miktarıyla satürasyon değeri değişimi.

#### 4. SONUÇLAR

Yapılan deneysel çalışmalardan ve elde edilen bulguların değerlendirilmesinden çıkarılan sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1. Melt spinning ünitesi kullanılarak üretilen CuAlMn esaslı şeritlerin boyutlarının üretim parametrelerine bağlı olarak yaklaşık olarak 250–300 mm uzunluğunda, 20–40 µm kalınlığında ve 2-5 mm genişliğinde olduğu tespit edilmiştir.
2. Yapılan EDS analizleri sonuçlarından ergitme öncesi element ağırlık oranları ile ergitme sonrası belirlenen değerler arasında bir miktar farklılık olduğu gözlenmiştir.
3. EDS haritalama analizleriyle üretilen şeritlerde elementel dağılımın homojen olduğu saptanmıştır.
4. Ağırlıkça % 5 ve altı oranda Mn miktarına sahip alaşımların XRD analizlerinden anafazın  $\beta_1'$  martenzitten oluştuğu tespit edilmişken % 7 ve üzeri oranlarda anafazın  $\gamma_1'$  olduğu gözlenmiştir. Bununla birlikte, yüksek manganlı alaşımlarda martenzit fazın yanısıra martenzite dönüşmeden kalan östenitin varlığında XRD analizleriyle doğrulanmıştır.
5. SEM analizleri üzerinden mikroyapının çubuksu ve eşeksenli tanelerden oluştuğu tespit edilmiştir. Ayrıca, üretilen şeritlerin tane boyutunun disk tarafından hava tarafına ilerledikçe kabalaştığı belirlenmiştir.
6. DSC analizi sonuçlarından % 5 ve altı Mn oranına sahip hızlı katılaştırılmış şeritlerin iki yönlü, % 7 ve üstü için ise tek yönlü şekil bellek özelliğine sahip olduğu belirlenmiştir.
7. Yapılan DSC analizleriyle üretilen şeritlerde mangan miktarının artmasıyla martenzit-östenit ve östenit-martenzit ters dönüşüm sıcaklıklarının düştüğü tespit edilmiştir.
8. Mn miktarı % 7 ve üzeri olan şeritlerde DSC analizleri yardımıyla manyetik bellek etkisinin oluştuğu belirlenmiştir.



9. DSC analizleri üzerinden ferromanyetik-paramanyetik ve paramanyetik-ferromanyetik dönüşüm sıcaklıklarının artan mangan miktarıyla arttığı saptanmıştır.
10. VSM cihazında gerçekleştirilen ölçümler sonucunda, üretilen şeritlerde saturasyon değerinin Mn miktarına bağlı olduğu ve bu değer mangan içeriğinin artmasıyla arttığı tespit edilmiştir.



## 5. ÖNERİLER

Üretilen şeritlerin mekanik özellikleri (sertlik, elastik modülü, sönümlenme vb.) ölçülebilir.

CuAlMn esaslı alaşımlara 4. element ( Zn, Si, Fe, Pb, Ni, Mg, Cr ve Ti ) eklenip özelliklere etkisi incelenebilir.

Yüksek mangan elementi ihtiva eden şeritlerin ferromanyetik şekil bellek özellikleri araştırılabilir.



## 6. KAYNAKLAR

1. Akdoğan, A. ve Nurveren, K., Şekil hafızalı alaşımlar, Mühendis Makina Dergisi, 521 (2003) 35-45.
2. Darjan, C.c. ve Dolinsek, J., Shape memory alloys, Relatório Técnico, Faculdade de Matemática e Física, Universidade de Liubliana, Eslovénia, 2007.
3. Duerig, T.W., Melton, K. ve Stöckel, D., Engineering aspects of shape memory alloys, Butterworth-Heinemann, 2013.
4. Akdoğan, A., Akıllı Malzemeler, Makina Tek., 85 (2004) 60-64.
5. Akdoğan, A. ve Nurveren, K., Akıllı Malzemeler ve Uygulamaları, Makina Tek., 57 (2002) 35-36.
6. Durlu, T., Strain-induced martensite formation during the intersection of plate martensites in Fe-17.1 wt% Ni-0.81 wt% C alloy, Journal of materials science letters, 15 (1996) 1412-1415.
7. Thamburaja, P. ve Nikabdullah, N., A macroscopic constitutive model for shape-memory alloys: theory and finite-element simulations, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 198 (2009) 1074-1086.
8. Golestaneh, A.A., Shape Memory Phenomena, Physics Today, 3 (1984) 62-70.
9. Toptaş, E. ve Akkuş, N., Şekil hafızalı alaşımlar ve endüstriyel uygulamaları, Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 4 (2007) 15-22.
10. Tautzenberger, P., Properties and Applications of Shape Memory Actuators, European Symposium on Martensitic Transformations, 213-222.
11. Kainuma, R., Matsumoto, M. ve Honma, T., The mechanism of the all-round shape memory effect in a Ni-rich TiNi alloy, Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations, ICOMAT, 717-722.
12. Ergen, S., Uzun, O., Yılmaz, F. ve Kiliçaslan, M.F., Shape memory properties and microstructural evolution of rapidly solidified CuAlBe alloys, Materials Characterization, 80 (2013) 92-97.
13. Prado, M.O., Lovey, F.C. ve Civalé, L., Magnetic properties of Cu–Mn–Al alloys with shape memory effect, Acta Materialia, 46 (1998) 137-147.

14. Kök, M., Ni-Mn-Ga Ferromanyetik Şekil Hatırlamalı Alaşımının Fiziksel Özellikleri Üzerine Alaşım Oranı ve Isıl İşlem Etkisinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 2011.
15. Goryczka, T., Lelatko, J., Górka-Kostrubiec, B., Ochinnikov, P. ve Morawiec, H., Martensitic transformation in melt-spun Ni-Mn-Ga ribbons, The European Physical Journal Special Topics, 158 (2008) 131-1316. Pirge, G., Altıntaş, S., Kiliç, N. ve Uçan, O.N., Evaluation of NiMnGa Magnetic Shape Memory Alloys Using Cellular Neural Networks, III European Conference on Computational Mechanics, 167-167.
17. Xuan, H., Wang, D., Zhang, C., Han, Z., Gu, B. ve Du, Y., Boron's effect on martensitic transformation and magnetocaloric effect in Ni<sub>43</sub>Mn<sub>46</sub>Sn<sub>11</sub>B<sub>x</sub> alloys, Applied Physics Letters, 92 (2008) 25-26.
18. Liu, J., Zheng, H., Xia, M., Huang, Y. ve Li, J., Martensitic transformation and magnetic properties in Heusler CoNiGa magnetic shape memory alloys, Scripta Materialia, 52 (2005) 935-938.
19. Liu, Z., Wang, H., Yu, S., Dai, X., Chen, J., Wu, G. ve Liu, Y., Phase equilibrium of ferromagnetic shape memory alloy Co<sub>39</sub>Ni<sub>33</sub>Al<sub>28</sub>, Scripta Materialia, 54 (2006) 1299-1304.
20. Tanaka, Y., Oikawa, K., Sutou, Y., Omori, T., Kainuma, R. ve Ishida, K., Martensitic transition and superelasticity of Co–Ni–Al ferromagnetic shape memory alloys with  $\beta + \gamma$  two-phase structure, Materials Science and Engineering A, 438 (2006) 1054-1060.
21. Straka, L., Magnetic and magneto-mechanical properties of Ni-Mn-Ga magnetic shape memory alloys, 2007.
22. Dilibal, S., Nikel Titanyum Şekil Bellekli Alaşım Üretimi ve Şekil Bellek Eğitimi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2005.
23. Erdoğan, H.O., NiTi Şekil Bellekli Alaşımın Süperelastik Özelliklerinin Termo-Mekanik İşlemlerle Süperelastik Özelliklerinin Geliştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Hacettepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2015.
24. Aygahoğlu, A., Şekil Bellekli Alaşım ve Uygulama Alanları, Yüksek Lisans Tezi, Dumlupınar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kütahya, 1996.
25. Baksan, B., Bakır Alüminyum Alaşımından Hızlı Soğutma Yöntemi ile Şekil Bellekli Malzeme Üretimi, Doktora Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir, 2004.
26. Ergen, S., Hızlı Katılaştırılmış Şekil Hafızalı Cu-Al-Be Alaşımının Üretimi ve Karakterizasyonu, Doktora Tezi, Gaziosmanpaşa Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Tokat, 2014.
27. Funakubo, H., Shape Memory Alloys, Gordon and Breach Science Pub, 2008, 1-60.

28. Otsuka, K. ve Shimizu, K., Pseudoelasticity and shape memory effects in alloys, International Metals Reviews, 2013.
29. Mallik, U. ve Sampath, V., Effect of alloying on microstructure and shape memory characteristics of Cu–Al–Mn shape memory alloys, Materials Science and Engineering: A, 481 (2008) 680-683.
30. Sade, M., Halter, K. ve Hornbogen, E., The effect of thermal cycling on the transformation behaviour of Fe-Mn-Si shape memory alloys, Progress in Shape Memory Alloys, DGM Informationsgesellschaft mbH, Adenauerallee 21, Oberursel 1, D-6370, Germany, (1992) 201-212.
31. Wayman, C. ve Shimizu, K., The shape memory ('Marmem') effect in alloys, Metal Science, 2013.
32. Wollants, P., Roos, J. ve Delaey, L., Thermally-and stress-induced thermoelastic martensitic transformations in the reference frame of equilibrium thermodynamics, Progress in Materials Science, 37 (1993) 227-288.
33. Baykara, T., Malzeme Teknolojisi Straatejisi Vizyon 2023 Projesi Malzeme Teknolojileri Strateji Grubu, Tübitak, Ankara, 2004.
34. Ortin, J. ve Planes, A., Thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations, Acta Metallurgica, 37 (1989) 1433-1441.
35. Olson, G. ve Cohen, M., Thermoelastic behavior in martensitic transformations, Scripta metallurgica, 9 (1975) 1247-1254.
36. Mallik, U. ve Sampath, V., Effect of composition and ageing on damping characteristics of Cu–Al–Mn shape memory alloys, Materials Science and Engineering A, 478 (2008) 48-55.
37. Mallik, U. ve Sampath, V., Influence of aluminum and manganese concentration on the shape memory characteristics of Cu–Al–Mn shape memory alloys, Journal of Alloys and Compounds, 459 (2008) 142-147.
38. Otsuka, K. ve Wayman, C.M., Shape memory materials, Cambridge university press, 1999.
39. Wayman, C., Some applications of shape-memory alloys, JOM, 32 (1980) 129-137.
40. Aydoğdu, A., Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Ni Alaçımındaki Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 1995.
41. Wasilewski, R.J., On the Nature of The Martensitic Transformation, Metall. Trans. A, (1975) 1405-1418.
42. Canbay, C.A., Bakır Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşım Üretim ve Alaşımın Yapısal, Termal ve Manyetik Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 2010.

43. Adigüzel, O. ve Ceylan, M., Shape Memory Phenomena in Noble Metal Copper Based Alloys, J. Inst. Sci. Techn., Gazi Üniversitesi, 1 (1988) 35-41.
44. Planes, A., Viñals, J. ve Torra, V., Effect of atomic order on a martensitic transformation, Philosophical Magazine A, 48 (1983) 501-508.
45. Delaey, L., Krishnan, R., Tas, H. ve Warlimont, H., Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations, Journal of Materials Science, 9 (1974) 1521-1535.
46. Otsuka, K. ve Shimizu, K., Memory effect and thermoelastic martensite transformation in CuAlNi alloy, Scripta metallurgica, 4 (1970) 469-472.
47. Noyan, E., Shape Memory Design, Ph. D., Middle East Technical University, Graduate School of Natural and Applied Sciences , Ankara, 1990.
48. Pan, Q. ve Cho, C., The investigation of a shape memory alloy micro-damper for MEMS applications, Sensors, 7 (2007) 1887-1900.
49. Işık, A., FePd ferromagnetik şekil hafıza alaşımının kristalografisi, SDÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2007.
50. Mellor, B., Guilemany, J. ve Fernandez, J., Two way shape memory effect obtained by stabilised stress induced martensite in Cu-Zn-Al-Co and Cu-Al-Mn alloys, Le Journal de Physique IV, 1 (1991) 454-462.
51. Friend, C., The effect of applied stress on the reversible strain in CuZnAl shape memory alloys, Scripta Metallurgica, 20 (1986) 995-1000.
52. Aydoğdu, A., Soy Metal Alaşımlarında Termoelastik Martensitik Dönüşümlerinin Kristalografisi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 1990.
53. Lara-Rodriguez, G., Gonzalez, G., Flores-Zúñiga, H. ve Cortés-Pérez, J., The effect of rapid solidification and grain size on the transformation temperatures of Cu–Al–Be melt spun alloys, Materials Characterization, 57 (2006) 154-159.
54. Mañosa, L.s., Jurado, M., González-Comas, A., Obradó, E., Planes, A., Zarestky, J., Stassis, C., Romero, R., Somoza, A. ve Morin, M., A comparative study of the post-quench behaviour of Cu–Al–Be and Cu–Zn–Al shape memory alloys, Acta Materialia, 46 (1998) 1045-1053.
55. Gil, F. ve Guilemany, J., Effect of grain size on the pseudoelastic properties of Cu-20.8 Zn-6.1 Al shape-memory alloy, Journal of Materials Science Letters, 12 (1993) 6-7.
56. Balo, Ş.N., Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni Alaşımlarının Mekanik Etkilerle Şekil Hatırlama Özelliklerindeki Değişimlerin İncelenmesi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 1999.

57. Kainuma, R., Satoh, N., Liu, X.J., Ohnuma, I. ve Ishida, K., Phase equilibria and Heusler phase stability in the Cu-rich portion of the Cu–Al–Mn system, Journal of Alloys and Compounds, 266 (1998) 191-200.
58. Alés, A., Lanzini, F.G. ve Romero, R., Ordenamiento Atómico en Cu-Al-Mn estudiado con el Método de Monte Carlo, 2013.
59. Aldirmaz, E., Guler, M. ve Guler, E., Investigation of Magnetic Properties of Phase Transformations in Copper-Based Alloys, Journal of Superconductivity and Novel Magnetism, (2016) 1-5.
60. Onaran, K., Malzeme Bilimi, Bilim Teknik Yayınevi, 2006.
61. Erdoğan, M., Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri, Nobel Yayın Dağıtım, 2001.
62. Kittel, C., Introduction to Solid State Physics, John Wiley&Son, USA, 2005.
63. Şerefoglu, H., Heuslar Tipi Alaşımların Manyetik Özelliklerinin İncelenmesi, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri, 2006.
64. Shackelford, J.F. ve Muralidhara, M.K., Introduction to materials science for engineers, 2005.
65. Hook, J.R. ve Hall, H.E., Katıhal Fiziği, Literatür Yayıncılık, İstanbul, 1999.
66. Başoğlu, M., Ni ve Cu katkılı Nd-Fe-B Miknatısların Üretimi ve Manyetik Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2013.
67. Callister, W.D., Rethwisch, D.G. ve Wiley, J., Material Science and Engineering: an Introduction, 9th Edition, Wiley editor, USA, 2013.
68. Buscow, K.H.J. ve Boer, F.R., Physics of Magnetism and Magnetic Materials, Kluwer Academic, Newyork, 2003.
69. Degri, M.J.J., The Processing and Characterisation of Recycled NdFeB-type Sintered Magnets, PhD, University of Birmingham, Graduate School of Natural and Applied Sciences, 2014.
70. Skaali, B., Ogaza, S., Fleming, D. ve Herskind, B., Transient magnetic field at Gd in ferromagnetic gadolinium, Physics Letters B, 40 (1972) 446-448.
71. Luo, J., Development of anisotropic Nd-Fe-B powders from sintered magnets by Hydrogen Decrepitation/Desorption process, Université Joseph-Fourier-Grenoble I, 2009.
72. Smith, C.O., The Science of Engineering Materials, Practice Hall, USA, 1969.
73. Fallis, A., Magnetic Anisotropi, Encyclopedia of Solid Earth Geophysics, (2011) 717-730.

74. Vural, L., Sert Ferrit ve NdFeB Tipi Miknatısların Karakterizasyonu ve Tersinir Olmayan Kayıpların Yapı Üzerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2011.
75. Kronmüller, H., Fischer, R., Seeger, M. ve Zern, A., Micromagnetism and microstructure of hard magnetic materials, Journal of Physics D: Applied Physics, 29 (1996) 22-74.
76. Şaşıoğlu, E., First Principles Study of the Exchange Interactions and Curie Temperature in Heusler Alloy, Doktora Tezi, Max-Planck Enstitüsü, Almanya, 2006.
77. Cong, D., Wang, S., Wang, Y., Ren, Y., Zuo, L. ve Esling, C., Martensitic and magnetic transformation in Ni–Mn–Ga–Co ferromagnetic shape memory alloys, Materials Science and Engineering A, 473 (2008) 213-218.
78. Wuttig, M., Li, J. ve Craciunescu, C., A new ferromagnetic shape memory alloy system, Scripta Materialia, 44 (2001) 2393-2397.
79. Karaca, H., Karaman, I., Basaran, B., Lagoudas, D., Chumlyakov, Y.I. ve Maier, H., On the stress-assisted magnetic-field-induced phase transformation in Ni<sub>2</sub>MnGa ferromagnetic shape memory alloys, Acta Materialia, 55 (2007) 4253-4269.
80. Ma, Y. ve Li, J., A constrained theory on actuation strain in ferromagnetic shape memory alloys induced by domain switching, Acta Materialia, 55 (2007) 3261-3269.
81. Liu, Z., Yu, S., Yang, H., Wu, G. ve Liu, Y., Phase separation and magnetic properties of Co–Ni–Al ferromagnetic shape memory alloys, Intermetallics, 16 (2008) 447-452.
82. Şaşmaz, M., CuAlMn Ferromanyetik Şekil Hafızalı Alaşım üretimi, Termal ve Manyetik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Katıhal Fiziği, Elazığ, 2010.
83. Sullivan, M.R., Shah, A.A. ve Chopra, H.D., Pathways of structural and magnetic transition in ferromagnetic shape-memory alloys, Physical Review B, 70 (2004) 28-94.
84. Li, D., Garmestani, H., Yan, S.-s., Elkawni, M., Bacaltchuk, M., Schneider-Muntau, H., Liu, J., Saha, S. ve Barnard, J., Effects of high magnetic field annealing on texture and magnetic properties of FePd, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 281 (2004) 272-275.
85. Suzuki, Y., Otsukaand, K. ve Wayman, C., Fabrication of shape memory alloys, Shape Memory Materials, (1999) 133-148.
86. Baksan, B., Bakır Esaslı Şekil Bellekli Alaşımların Üretimi ve Çekme Deneyi ile Karakterizasyonu, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 10 (2006), 28-36.
87. Duwez, P., Glassy Metals I, Metallic glasses-historical background, 2, H.-J. Güntherodt and H. Beck editors, Springer Berlin Heidelberg, 46 (1981) 19-23,



88. Duwez, P. ve Willens, R.H., Rapid quenching of liquid alloys, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 227 (1963) 362-365.
89. Duwez, P., Willens, R.H. ve Crewdson, R.C., Amorphous Phase in Palladium—Silicon Alloys, Journal of Applied Physics, 36 (1965) 22-67.
90. Dong, X., He, L. ve Li, P., Gradient microstructure and multiple mechanical properties of AlSi9Cu alloy ribbon produced by melt spinning, Journal of Alloys and Compounds, 612 (2014) 20-25.
91. Kamal, M. ve Mohammad, U.S., Review : Chill-Block Melt Spin Technique : Theories and Application, Chill-Block Melt Spin Technique, 2, Bentham Science Publishers, Sharjah, UAE, (2012) 42-69.
92. Kim, Y.-W. ve Nam, T.-H., The effect of the melt spinning processing parameters on the martensitic transformation in Ti50–Ni35–Cu15 shape memory alloys, Scripta Materialia, 51 (2004) 653-657.
93. Sünbül, S.E., Melt spinning yöntemiyle AA6060 alüminyum alaşımı toz ve şerit üretiminin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2015.
94. Suryanarayana, C., Froes, F.H. ve Rowe, R.G., Rapid solidification processing of titanium alloys, International Materials Reviews, 36 (1991) 85-123.
95. Jones, H., Rapid solidification of metals and alloys, Monograph No.8, The Institution of Metallurgists, 1982.
96. Lavernia, E.J., Ayers, J.D. ve Srivatsan, T.S., Rapid solidification processing with specific application to aluminium alloys, International Materials Reviews, 37 (1992) 1-44.
97. Nussbaum, G., Deweinder, D. ve Gjestland, H.T., Rapidly solidified and worked high strength magnesium alloy containing strontium, 1992.
98. Sudarshan, T. ve Srivatsan, T., Rapid solidification technology: an engineering guide, CRC Press, 1993.
99. Zhang, X. ve Atrens, A., Rapid solidification characteristics in melt spinning, Materials Science and Engineering A, 159 (1992) 243-251.
100. K., İ., Nd-Fe-B Esaslı Sert (Kalıcı) Manyetizasyonun Melt Spinning Yöntemiyle Üretimi, Yapısal ve Manyetik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2016.
101. Bang, D., Dan, N.H. ve Hung, L.T., Effect of microstructure on magnetism and transport properties of Cu–Mn–Al granular ribbons, Journal of Physics D: Applied Physics, 41 (2008) 15-40.
102. Dutkiewicz, J., Morgiel, J., Czeppe, T. ve Cesari, E., Martensitic transformation in CuAlMn and CuAlNi melt spun ribbons, Journal De Physique Iv, 7 (1997) 167-172.

103. Konoplyuk, S.M., Kokorin, V.V., Kolomiets, O.V., Perekos, A.E. ve Nadutov, V.M., Magnetoresistance of Cu-Mn-Al melt-spun ribbons containing the system of interacting ferromagnetic inclusions, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 323 (2011) 763-766.
104. Konoplyuk, S.M., Kokorin, V.V., Perekos, A.O., Nadutov, V.M. ve Kozlova, L.E., Ferromagnetic Nanoparticles in Cu-Mn-Al Melt Spun Ribbons, Metallofizika I Noveishie Tekhnologii, 32 (2010) 571-580.
105. Murthy, A.S., Li, Y.P., Hadjipanayis, G.C. ve Lawless, K.R., Tem Studies in Melt-Spun Cu-Mn-Al System Exhibiting Giant Magnetoresistance, Ieee Transactions on Magnetism, 31 (1995) 58-60.
106. Sugimoto, S., Kondo, S., Nakamura, H., Book, D., Wang, Y., Kagotani, T., Kainuma, R., Ishida, K., Okada, M. ve Homma, M., Giant magnetoresistance of Cu<sub>3</sub>Al-Cu<sub>2</sub>MnAl melt-spun ribbons, Journal of Alloys and Compounds, 265 (1998) 273-280.
107. Yiping, L., Murthy, A., Hadjipanayis, G.C. ve Wan, H., Giant magnetoresistance in Cu-Mn-Al, Physical Review B, 54 (1996) 3033-3036.
108. Yiping, L., Murthy, A.S. ve Hadjipanayis, G.C., Giant Magnetoresistance In Melt-Spun Cu-Mn-Al Ribbons, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 140 (1995) 615-616.
109. Zhang, M., Liu, G.D., Cui, Y.T., Hu, H.N., Liu, Z.H., Chen, J.L., Wu, G.H., Sui, Y., Qian, Z.N. ve Zhang, X.X., Magnetism and transport properties of melt-spun ribbon Cu<sub>2</sub>MnAl Heusler alloy, Journal of Magnetism and Magnetic Materials 278 (2004) 328-333.
110. Mallik, U.S. ve Sampath, V., Effect of alloying on microstructure and shape memory characteristics of Cu-Al-Mn shape memory alloys, Materials Science and Engineering: A, 481 (2008) 680-683.
111. Mallik, U.S. ve Sampath, V., Influence of aluminum and manganese concentration on the shape memory characteristics of Cu-Al-Mn shape memory alloys, Journal of Alloys and Compounds, 459 (2008) 142-147.
112. Matsushita, K., Okamoto, T. ve Okamoto, T., Effects of manganese and ageing on martensitic transformation of Cu-Al-Mn alloys, Journal of Materials Science, 20 (1985) 689-699.
113. Şaşmaz, M., Bayri, A. ve Aydoğdu, Y., The Magnetic Behavior and Physical Characterization of Cu-Mn-Al Ferromagnetic Shape Memory Alloy, Journal of Superconductivity and Novel Magnetism, 24 (2010) 757-762.
114. Canbay, C.A., Karagoz, Z. ve Yakuphanoglu, F., Controlling of Transformation Temperatures of Cu-Al-Mn Shape Memory Alloys by Chemical Composition, Acta Physica Polonica A, 125 (2014) 1163-1166.

115. Kainuma, R., Takahashi, S. ve Ishida, K., Thermoelastic martensite and shape memory effect in ductile Cu-Al-Mn alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 27 (1996) 2187-2195.
116. Jiao, Y.Q., Wen, Y.H., Ji, N., He, J.Q. ve Teng, J., Effect of solution treatment on damping capacity and shape memory effect of a CuAlMn alloy, Journal of Alloys and Compounds, 491 (2010) 627-630.
117. Amini, R., Mousavizad, S.M.M., Abdollahpour, H., Ghaffari, M., Alizadeh, M. ve Okyay, A.K., Structural and microstructural phase evolution during mechano-synthesis of nanocrystalline/amorphous CuAlMn alloy powders, Advanced Powder Technology, 24 (2013) 1048-1053.
118. Bang, D., Huy Dan, N., Anh Tuan, N. ve Xuan Phuc, N., Magnetic and transport properties of Cu<sub>2</sub>MnAl Heusler alloy prepared by rapidly quenched method, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 310 (2007) 48-50.
119. Aksu Canbay, C. ve Keskin, A., Effects of vanadium and cadmium on transformation temperatures of Cu–Al–Mn shape memory alloy, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 118 (2014) 1407-1412.
120. Ozturk, S., Ozturk, B., Erdemir, F. ve Usta, G., Production of rapidly solidified Cu-Sn ribbons by water jet cooled rotating disc method, Journal of Materials Processing Technology, 211 (2011) 1817-1823.

## ÖZGEÇMİŞ

Murat EROĞLU 1986 yılında Bursa’ da doğdu. 2004 yılında Eskişehir Anadolu Üniversitesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği bölümünde lisans eğitimine başladı. 2009 yılında Malzeme Bilimi Mühendisi ünvanı ile mezun oldu. 2010 yılında İzmir’ in Bergama ilçesinde kısa dönem asker olarak askerlik hizmetini tamamladı. 2011 – 2013 yılları arasında özel sektörde Malzeme Mühendisi olarak çalıştı. 2014 yılında K.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’ nda yüksek lisans öğrenimine başladı. Aynı yıl K.T.Ü Mühendislik Fakültesi ÖYP araştırma görevlisi kadrosuna atanmış olup halen görevine devam etmektedir. İyi derecede ingilizce bilmektedir.